

# THÈSES

présentées

A LA FACULTÉ DES SCIENCES DE L'UNIVERSITÉ DE LYON

pour obtenir

Le Grade de Docteur ès-Sciences Physique

Mention Sciences Appliquées

PAR

Maurice THEOLIER

Ingénieur E. N. S. M.

---

PREMIÈRE THÈSE

**Propriétés mécaniques des fils d'acier en relation avec les conditions  
de traitement thermique et de tréfilage**

DEUXIÈME THÈSE

Propositions données par la Faculté

**soutenues le 5 Juillet 1966**

**devant la commission d'examen**

MM. C. EYRAUD

Président

M. CHEVRETON }

F. SALLES }

Examineurs





Digitized by the Internet Archive  
in 2026

[https://archive.org/details/IA41553409\\_0004](https://archive.org/details/IA41553409_0004)



# THÈSES

présentées

A LA FACULTÉ DES SCIENCES DE L'UNIVERSITÉ DE LYON

pour obtenir

Le Grade de Docteur ès-Sciences Physique

Mention Sciences Appliquées

PAR

**Maurice THEOLIER**

Ingénieur E. N. S. M.

---

PREMIÈRE THÈSE

**Propriétés mécaniques des fils d'acier en relation avec les conditions  
de traitement thermique et de tréfilage**

DEUXIÈME THÈSE

Propositions données par la Faculté

**soutenues le 5 Juillet 1966  
devant la commission d'examen**

MM. C. EYRAUD

Président

M. CHEVRETON }  
F. SALLES }

Examineurs



Doyens honoraires

MM. LONGCHAMBON, MOUSSA, GAUTHIER Henri.

Professeurs honoraires

MM. de LARAMBERGUE, SOLLAUD, MENTZER, MOUSSA, JAFFARD, EYRAUD Henri, DEJARDIN, VIRET.

Doyen

M. BRACONNIER

Assesseurs

MM. MESNARD  
BOIDIN

Professeurs

|                 |                                    |
|-----------------|------------------------------------|
| MM. LONGCHAMBON | Minéralogie                        |
| PRETTRE         | Chimie Industrielle                |
| COURTY          | Chimie-Physique                    |
| KUHNER          | Botanique                          |
| MALECOT         | Mécanique rationnelle et appliquée |
| PARIS           | Chimie minérale                    |
| AUMERAS         | Chimie générale II                 |
| COLONGE         | Chimie organique                   |
| JANIN           | Physique générale                  |
| FLANDRIN        | Géologie appliquée                 |
| BERNARD         | Physique industrielle              |
| DUFAY Jean      | Astronomie                         |
| NIGON           | Zoologie expérimentale             |
| GAUTHIER Henri  | Géologie générale                  |
| WAUTIER         | Zoologie                           |
| CHOPIN          | Chimie biologique                  |
| CUEILLERON      | Chimie                             |
| BRACONNIER      | Calcul différentiel et intégral    |
| EYRAUD Charles  | Chimie-Physique appliquée          |
| SARAZIN         | Physique nucléaire                 |
| BOIDIN          | Microbiologie et Mycologie         |
| PERES           | Physiologie                        |
| MESNARD         | Electronique                       |
| GRANDMONTAGNE   | Physique                           |
| BOUTILLIER      | Minéralogie                        |



Professeurs (Suite)

|                    |                                       |
|--------------------|---------------------------------------|
| MM. LAFOUCRIERE    | Physique nucléaire théorique          |
| DREUX              | Chimie organique                      |
| TEICHNER           | Chimie industrielle                   |
| PAVANS DE CECCATTY | Zoologie                              |
| MERLIN             | Chimie analytique                     |
| DUFAY Maurice      | Physique de l'Atmosphère              |
| PHILBERT           | Physique nucléaire                    |
| COHEN-ADAD         | Chimie                                |
| DAVID Louis        | Géologie générale                     |
| CHANEL             | Psychophysiologie                     |
| MAURY              | Méthodes mathématiques de la Physique |
| DEPRAZ             | Physique nucléaire                    |
| GAUTHIER Jean      | Chimie                                |
| GAUME              | Physique expérimentale                |
| UZAN               | Physique S.P.C.N.                     |
| LEGAY              | Biologie animale                      |

Professeurs sans chaire

|                |                    |
|----------------|--------------------|
| MM. FERON      | Mathématiques      |
| LAFORGUE       | Physique           |
| CHENEVOY       | Géologie appliquée |
| GINET          | Zoologie           |
| ASCH           | Physique           |
| MICHEL Pierre  | Minéralogie        |
| Mlle MAITROT   | Physique           |
| GEVIN          | Géologie générale  |
| PONASSE        | Mathématiques      |
| d'INCAN        | Physique C.S.U.    |
| LEFEBVRE       | Mathématiques      |
| PERNET         | Mathématiques      |
| CHERY          | Physique           |
| BERGEON        | Physique C.S.U.    |
| Mlle GAUTHERON | Chimie biologique  |
| DESCOTES       | Chimie organique   |
| ERBEIA         | Physique           |
| Mme ERICSON    | Physique générale  |
| LEMOIGNE       | Botanique          |



### Maîtres de Conférences

|      |                 |                         |
|------|-----------------|-------------------------|
| MM.  | MARTEL          | Mécanique               |
|      | MATHIEU         | Mécanique des Fluides   |
|      | PICARD Philippe | Mathématiques           |
|      | DEMARCO         | Géologie générale       |
|      | MICHEL Georges  | Biochimie               |
|      | LEBRETON        | Biologie végétale       |
|      | DAVID Jean      | Biologie animale        |
|      | TOUSSET         | Chimie propédeutique    |
|      | FEUVRAIS        | Physique Electricité    |
|      | SCHMITT         | Physique C.P.E.M.       |
|      | LAURENT         | Chimie organique        |
|      | ROT             | Mathématiques           |
|      | BETHOUX         | Mathématiques T.M.P.    |
| Mlle | CALAIS          | Mathématiques           |
|      | GUSAKOW         | Physique                |
| Mlle | THOMAS          | Chimie minérale         |
|      | COLOBERT        | Physiologie             |
|      | AUBIN           | Analyse numérique       |
|      | BUCHWALTER      | Mathématiques           |
|      | BOUZON          | Mathématiques C.S.U.    |
|      | COSNIER         | Psychophysiologie       |
| Mlle | LAMOURE         | Biologie végétale       |
|      | PORTHAULT       | Chimie C.S.U.           |
|      | VALLET          | Chimie macromoléculaire |

### Maître de Conférences adjoint

|    |         |        |
|----|---------|--------|
| M. | PIERRON | Chimie |
|----|---------|--------|

### Conseiller administratif

|    |        |
|----|--------|
| M. | BURNET |
|----|--------|

### Secrétaire principal honoraire

|    |      |
|----|------|
| M. | ROUX |
|----|------|



A Monsieur le Professeur Charles EYRAUD

En témoignage de respect et de gratitude



A mes Parents,

A ma Femme,

A mes Enfants.



## SOMMAIRE

|                                                                                                                                                                                                       | <u>Pages</u> |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|--------------|
| <u>INTRODUCTION</u>                                                                                                                                                                                   | 4            |
| <u>CHAPITRE I - Etude des variables du traitement thermique<br/>isotherme par essais discontinus systématiques</u>                                                                                    | 6            |
| 1 - Introduction                                                                                                                                                                                      | 6            |
| 2 - Influence de la durée et de la température de trempe<br>isotherme                                                                                                                                 | 7            |
| 3 - Influence de la durée d'austénisation                                                                                                                                                             | 11           |
| 4 - Influence de la température d'austénisation                                                                                                                                                       | 11           |
| <u>CHAPITRE II - Variation des propriétés mécaniques et des micros-<br/>structures des fils d'acier après traitement thermique<br/>isotherme en continu, tréfilage et vieillissement</u>              | 13           |
| 1 - Introduction                                                                                                                                                                                      | 13           |
| 2 - Etude du four et du bain de trempe pour le traitement<br>thermique                                                                                                                                | 16           |
| 3 - Variation des caractéristiques mécaniques en liaison<br>avec les microstructures                                                                                                                  | 21           |
| 4 - Influence du tréfilage et du vieillissement artificiel                                                                                                                                            | 24           |
| <u>CHAPITRE III - Evolution des caractéristiques mécaniques des fils<br/>d'acier tréfilés en fonction du taux d'écrouissage .<br/>Détermination théorique de la courbe des charges<br/>de rupture</u> | 28           |
| 1 - Introduction                                                                                                                                                                                      | 28           |
| 2 - Généralités sur les essais                                                                                                                                                                        | 32           |
| 3 - Résultats des essais sur fils écrouis et non vieillis                                                                                                                                             | 33           |
| 4 - Evolution des caractéristiques par vieillissement<br>naturel et par vieillissement artificiel accéléré                                                                                            | 39           |
| 5 - Expression analytique des courbes de résistance à la<br>rupture en fonction du taux d'écrouissage                                                                                                 | 43           |

|                                                                                                                                      |    |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| 6 - Détermination du diamètre initial du fil et de la nuance d'acier permettant d'obtenir un fil de diamètre et de résistance donnés | 48 |
| <u>CHAPITRE IV - Essais d'endurance par torsions alternées</u>                                                                       | 52 |
| 1 - Introduction                                                                                                                     | 52 |
| 2 - Le frottement interne dans les métaux                                                                                            | 53 |
| 3 - Etude et réalisation d'une machine de torsion alternée des fils                                                                  | 58 |
| 4 - Détermination de l'énergie transmise avant rupture                                                                               | 61 |
| 5 - Résultats obtenus                                                                                                                | 66 |
| 6 - Détermination du coefficient d'amortissement interne K par microcalorimétrie                                                     | 73 |
| <u>CHAPITRE V - Mesure des contraintes internes dans les fils écrouis</u>                                                            | 77 |
| 1 - Etude radiocristallographique des contraintes élastiques à la surface des fils en fonction du taux d'écrouissage                 | 77 |
| 1-1 Méthode expérimentale                                                                                                            | 79 |
| 1-2 Relation entre les variations de contrainte et les variations de distance réticulaire                                            | 80 |
| 1-3 Résultats obtenus                                                                                                                | 82 |
| <u>CONCLUSION GENERALE</u>                                                                                                           | 88 |
| <u>BIBLIOGRAPHIE</u>                                                                                                                 | 90 |

## AVANT - PROPOS

Ce travail a été réalisé au Département de Mécanique de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon.

Il m'est particulièrement agréable d'exprimer à Monsieur Charles EYRAUD, Professeur à la Faculté des Sciences de Lyon, Directeur du Département de Mécanique, toute ma gratitude pour la confiance qu'il m'a toujours témoignée.

Je remercie Messieurs les Maîtres de Conférences SALLES et CHEVRETON d'avoir accepté de faire partie de mon jury.

Je tiens à exprimer toute ma reconnaissance à toutes les personnes qui m'aidèrent par leur travail, par leurs conseils, ou par leur amabilité. J'exprime, en particulier, ma gratitude à Monsieur ROZIER, Chef de Travaux du Laboratoire de Résistance des Matériaux, chez qui de très nombreux essais mécaniques ont pu être exécutés.

Ce travail a trouvé son origine dans un contrat Université-Industrie, nous sommes heureux de pouvoir remercier ici la Direction des Etablissements TISSMETAL-CHATILLON et en particulier Messieurs DEVIC et CHARAVY qui nous ont fait bénéficier de leur grande expérience.

## INTRODUCTION

Notre travail a pour but de dégager l'influence des principaux paramètres des traitements thermiques et les conséquences du taux d'écrouissage sur les caractéristiques mécaniques des fils d'acier tréfilés.

La recherche de l'influence des quatre paramètres des traitements thermiques isothermes sur les "fils machine" d'acier a porté sur la température et la durée de trempe isotherme, la température et la durée d'austénisation. Une étude systématique de la variation des caractéristiques mécaniques nous a permis de dégager l'orientation à donner aux choix de ces quatre paramètres en vue de l'amélioration de certaines caractéristiques.

Les variations des propriétés mécaniques des fils suivent l'évolution de leur structure micrographique, qui est déterminée principalement par la température de trempe isotherme. Les conditions optimales de trempe ne peuvent pas être choisies en fonction des caractéristiques après trempe, car le tréfilage ultérieur détermine une évolution différente des propriétés du métal suivant les constituants écrouis.

Le vieillissement par revenu provoque l'évolution des caractéristiques vers des valeurs intermédiaires entre les résultats après trempe isotherme et les résultats après tréfilage, par diminution des propriétés de résistance et par augmentation des propriétés de déformation obtenues par tréfilage.

L'une des difficultés de cette étude est que les durées d'incubation dans le domaine austénitique sont courtes, il en résulte dans la section des fils, la présence de constituants de nature différente. Il est ainsi difficile de définir l'influence d'un constituant donné sur les caractéristiques obtenues avant et après tréfilage.

Nous inspirant de TOULENKOV (19), nous avons recherché l'expression analytique des courbes de variations de la résistance à la rupture des fils en fonction du taux d'écrouissage. Ceci permet de déterminer le diamètre initial du fil et la nuance de l'acier pour obtenir un fil de diamètre et de résistance donnés.

CRUSSARD (16) ayant indiqué que l'écrouissage augmente la résistance à la fatigue des métaux, nous avons voulu vérifier si cette relation est toujours valable pour les taux d'écrouissage très importants et voir s'il n'existe pas un domaine d'écrouissage à éviter pour utiliser les pièces dans les meilleures conditions. Nous avons réalisé dans ce but des essais d'endurance en torsions alternées.

En relation avec l'évolution de la limite de fatigue nous avons mesuré les contraintes élastiques à la surface des fils écrouis par diffraction des rayons X.

Nous avons essayé d'apporter notre participation à une meilleure connaissance des traitements thermo-mécaniques dans le cas du tréfilage, en multipliant les essais dans des conditions très variées de température de traitements thermiques et de taux d'écrouissage.

## CHAPITRE I

### ETUDE DE L'INFLUENCE DES VARIABLES DU TRAITEMENT THERMIQUE ISOTHERME PAR ESSAIS DISCONTINUS SYSTEMATIQUES

#### 1 - INTRODUCTION

Les fils provenant des forges sont appelés "fils machine", leurs diamètres vont de 5 à 8 mm. Nous nous sommes limités aux fils d'acier ayant des teneurs en carbone comprises entre 0,4 et 0,8 % C, gamme la plus utilisée.

Le but du traitement thermique isotherme, précédant le tréfilage, est de donner une grande ductilité au fil machine ; la ductilité du fil caractérise son aptitude au tréfilage.

Cette ductilité est obtenue par austénisation du fil immédiatement suivie d'une trempe isotherme.

Disposant de fours à bains de sels à électrodes plongeantes, nous avons commencé l'étude par une série d'essais discontinus systématiques.

L'influence du traitement isotherme dépend de quatre paramètres :

- la température d'austénisation ;
- la durée d'austénisation ;
- la température de trempe isotherme ;
- la durée de la trempe isotherme.

Sur chaque série d'essais, nous effectuons des essais mécaniques de traction, torsion et pliage, ainsi qu'un examen micrographique.

Nos essais portent sur neuf lots de "fils machine" provenant de trois forges différentes.

Sur les fils à l'état "réception des forges", les résultats des essais font ressortir un manque d'homogénéité du métal qui se fait sentir même en des emplacements voisins. Les micrographies mettent en évidence sur certains fils des décarburations importantes à la périphérie.

Ces essais préliminaires montrent que l'acier est hétérogène. Cette hétérogénéité provient des conditions d'élaboration, conditions qui sont différentes lorsqu'on change de forge.

## 2 - INFLUENCE DE LA DUREE ET DE LA TEMPERATURE DE TREMPERME ISOTHERME

Les courbes T.T.T. (1) (Transformation en fonction du temps et de la température) des aciers étudiés indiquent l'intérêt possible d'une trempe isotherme entre 350° et 600° C avec des durées de maintien allant jusqu'à une minute, temps pour lequel la transformation de l'austénite est terminée dans cette zone de température.

Ce domaine de température est celui des perlite, troostite, granulite et bainite supérieure, constituants qui possèdent une ductilité suffisante pour permettre le tréfilage.

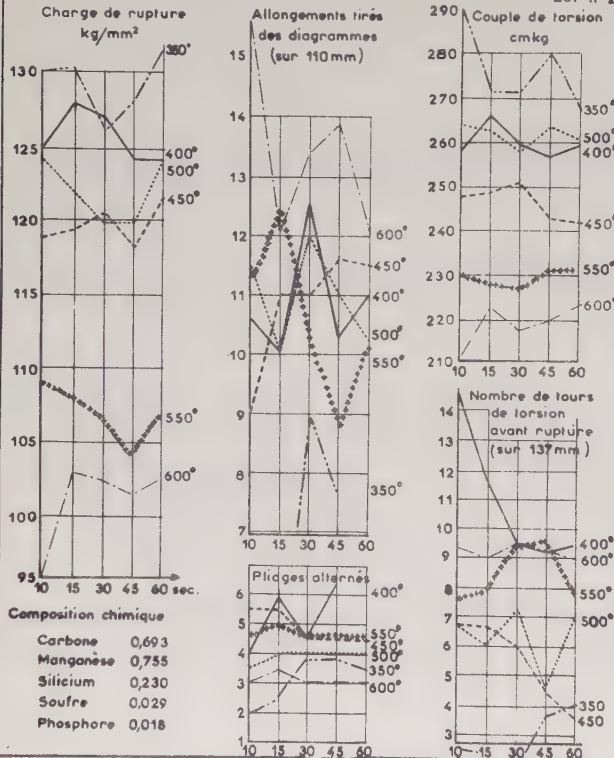
Dans cette série d'essais, nous conservons les mêmes paramètres de chauffage avant trempe, nous adoptons une température de 900°C et comme durée de maintien : 4 minutes (2).

A partir de ces fils austénisés, nous faisons varier la température de trempe isotherme de 50° en 50°C.

Les résultats de nos mesures sont représentés par les courbes de la figure 1 ; les caractéristiques mécaniques varient alors comme suit :

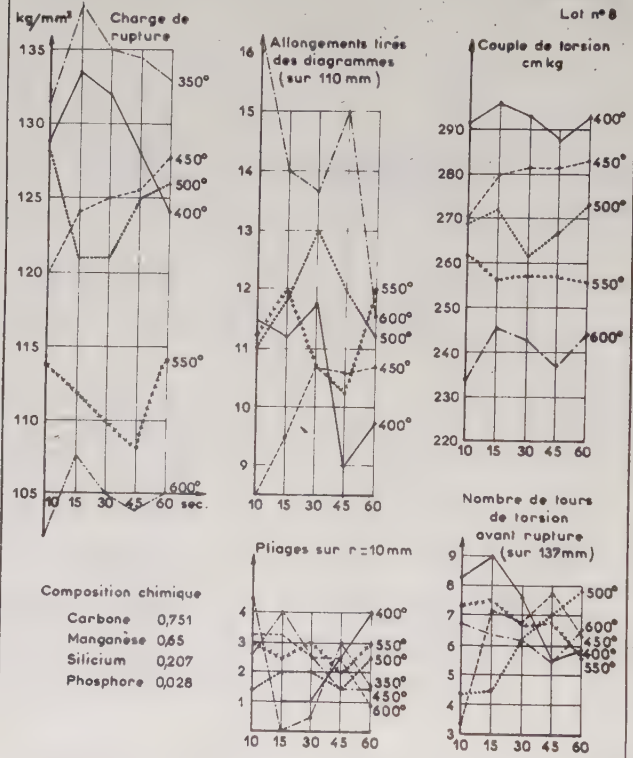
## Influence de la durée et de la température de trempe isotherme

Lot n° 2



## Influence de la durée et de la température de trempe isotherme

Lot n° 8



## Influence de la température et de la durée de trempe isotherme

Lot n° 9

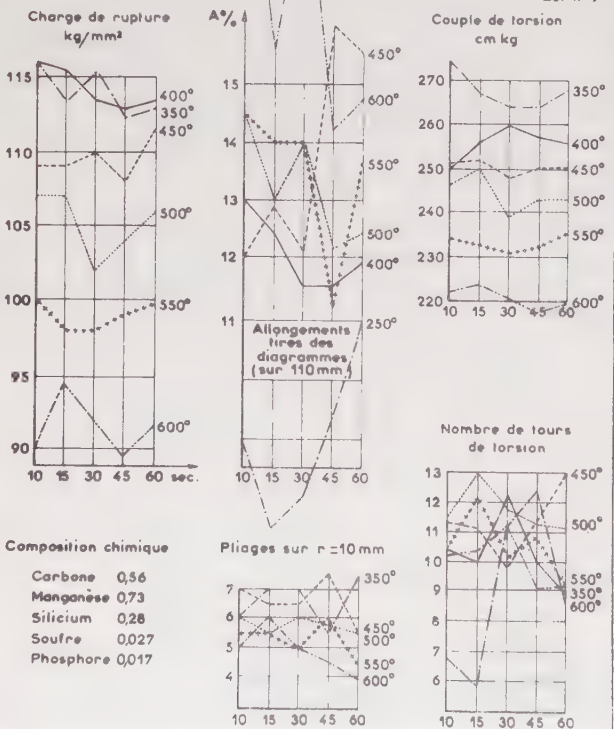


Fig. 1 - Influence de la durée et de la température de trempe isotherme.

### Charges de rupture

Les charges de rupture augmentent lorsque la température de trempe diminue. Cependant les écarts constatés entre 400° et 500° sont sensiblement plus faibles qu'entre 500° et 600°.

### Allongements

Les allongements suivent sensiblement une loi inverse de celle des charges de rupture. La trempe à 550°C conduit à des allongements relativement faibles pour la plupart des lots et plus spécialement pour les coulées ayant des teneurs en carbone égales ou supérieures à 0,7 %.

### Torsions

Les couples de torsion suivent assez bien les charges de rupture et l'on voit que les trempes effectuées à des températures comprises entre 400° et 500°C conduisent à des résultats satisfaisants pour tous les aciers ayant des teneurs en carbone comprises entre 0,4 et 0,8 %.

### Pliages

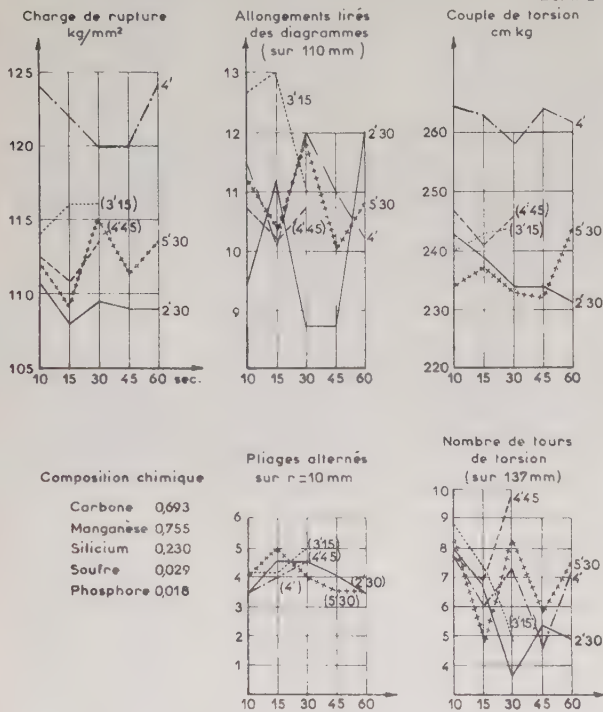
L'aptitude au pliage dépend surtout de l'allongement localisé de striction plutôt que de l'allongement global. Une température de trempe de l'ordre de 400° à 450°C convient presque dans tous les cas.

### Influence de la durée de trempe

Il est difficile de dégager une loi permettant de choisir une durée de trempe optimale, en raison des variations en dents de scie constatées aux divers essais. Cependant il est indiqué d'adopter des temps de l'ordre de la minute qui permettent de traverser entièrement le domaine de transformation de l'austénite.

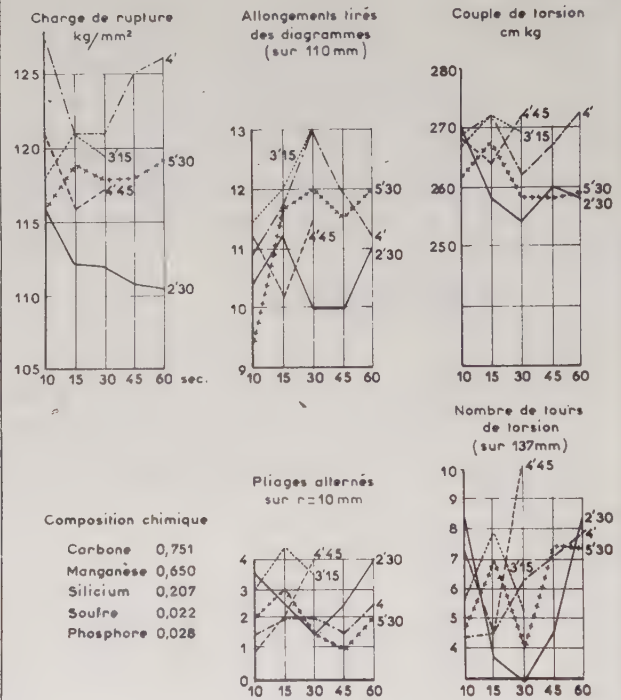
## Influence des durées d'austénisation

Lot n°2



## Influence des durées d'austénisation

Lot n° 8



## Influence des durées d'austénisation

Lot n°9

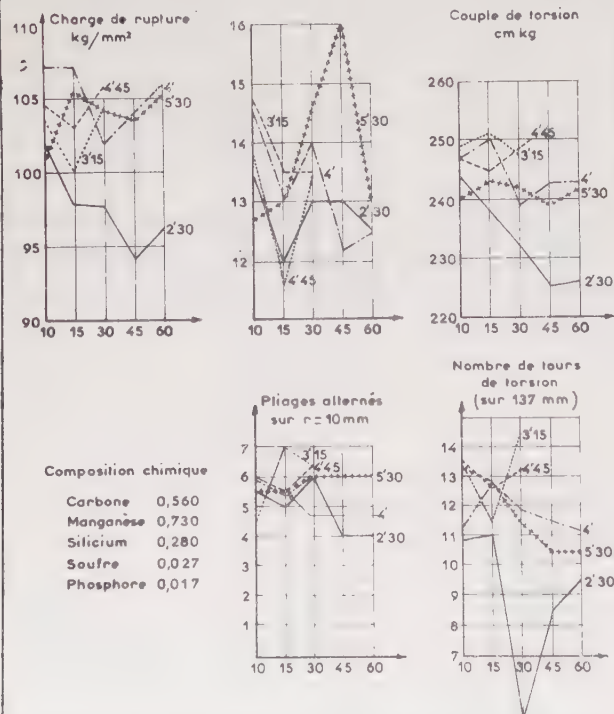


Fig. 2—Influence des durées d'austénisation.

### 3 - INFLUENCE DE LA DUREE D'AUSTENISATION

Pendant cette série d'essais, nous maintenons la température de trempe isotherme à 500°C. Pour rechercher le temps minimal permettant d'atteindre à coeur la température de 900°C, nous avons procédé à des essais préalables. Après immersion dans le bain de chauffe à 900°C, nous avons déterminé à l'aide d'un thermo-couple qu'il faut 2 mn 30 s pour atteindre 900°C au coeur du fil.

En fait ce temps de 2 mn 30 s est trop faible, il faut prévoir de plus le temps nécessaire pour permettre l'homogénéisation de l'austénite par diffusion des éléments (3).

La structure micrographique des fils est peu sensible au changement de durée d'austénisation, ceci dans les limites de notre étude (entre 2 mn 30 s et 5 mn 30 s). Nous n'avons pas observé de grossissement du grain notable. Nous sommes toujours en présence de granulite en majorité, avec quelques grains de perlite et quelques lamelles de ferrite, ces proportions variant suivant la teneur en carbone.

Les courbes de la figure 2 traduisent nos résultats. Elles permettent de comparer pour chaque coulée, l'incidence des durées d'austénisation et des durées de trempe sur les caractéristiques mécaniques. Ces courbes font ressortir que les temps d'austénisation compris entre 3 mn 15 s et 4 mn 45 s conduisent aux meilleurs résultats. Des durées d'austénisation inférieures à 3 mn 15 s ne permettent pas une homogénéisation totale de l'austénite, tandis que des temps supérieurs à 4 mn 45 s déterminent un début de grossissement du grain.

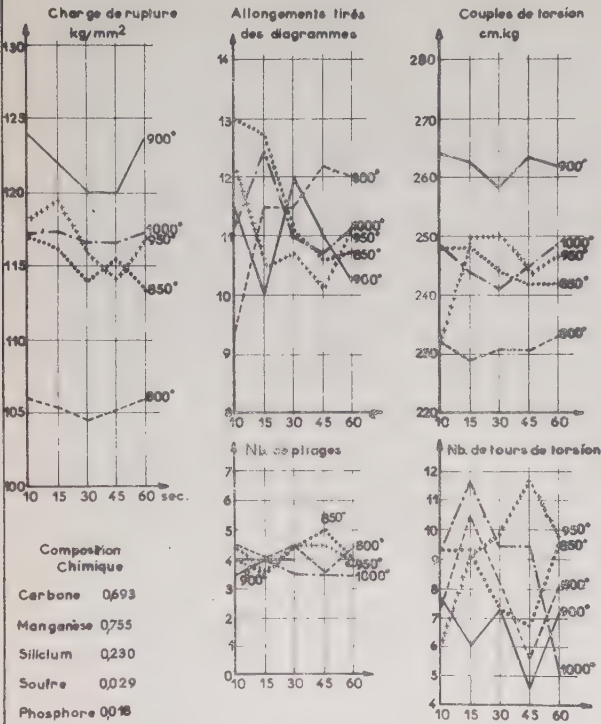
On a intérêt à prévoir un maintien de 4 minutes dans le four, avec des écarts possibles de plus ou moins 45 secondes.

### 4 - INFLUENCE DE LA TEMPERATURE D'AUSTENISATION

La température de trempe isotherme est maintenue à 500°C ; la durée d'austénisation est de 4 minutes. La température optimale d'austénisation se situe vers 900°C. Les températures d'austénisation comprises entre 850° et 1000°C ne conduisent pas à des résultats mécaniques très différents. Le choix de la température pourra donc être déterminé en fonction des caractéristiques particulières à obtenir (figure 3).

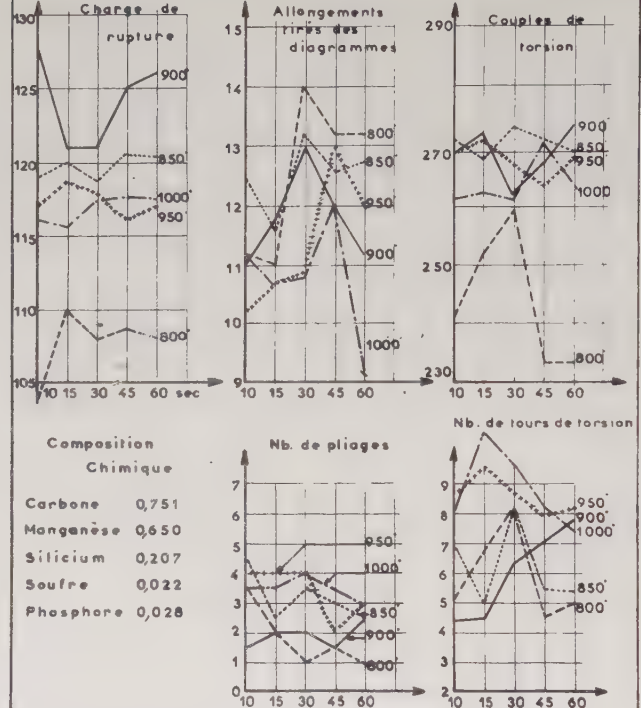
## INFLUENCE DE LA TEMPERATURE D'AUSTENISATION

Lol n°2



## INFLUENCE DE LA TEMPERATURE D'AUSTENISATION

Lol n°8



## INFLUENCE DE LA TEMPERATURE D'AUSTENISATION

Lol n°9

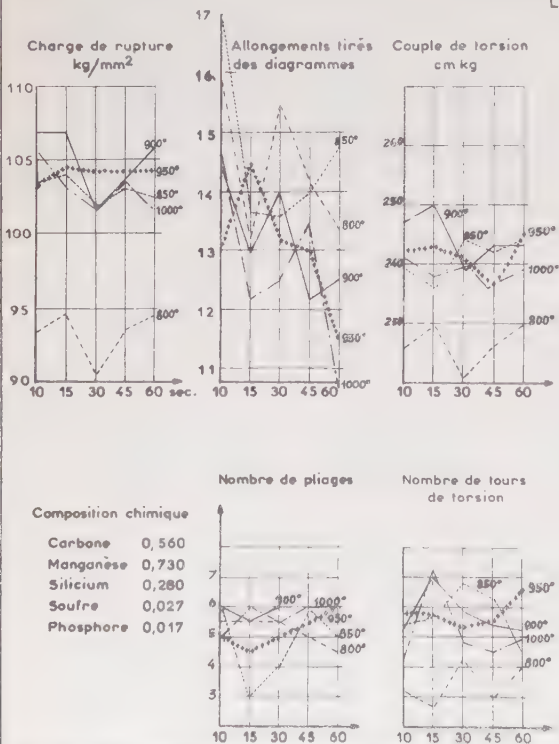


Fig. 3 — Influence de la température d'austénisation.

## CHAPITRE II

### VARIATIONS DES PROPRIETES MECANQUES ET DES MICROSTRUCTURES DES FILS D'ACIER APRES TRAITEMENT THERMIQUE ISOTHERME EN CONTINU, TREFILAGE ET VIEILLISSEMENT

#### 1 - INTRODUCTION

Les essais précédents nous ont défini les domaines de températures à explorer, les durées d'austénisation et de trempe isotherme intéressantes (5). Nous avons alors calculé une installation de traitements thermiques en continu des fils d'acier qui comprend :

- un four électrique et un bain de trempe au plomb,
- un ensemble mécanique entraîneur du fil,
- une cabine de commande et de contrôle des températures.

Nos essais portent sur neuf lots de fils machine provenant de 3 forges, leurs compositions chimiques sont les suivantes :

| Forges | Coulées | %C    | % Mn  | % Si  | % S   | % P   | Diamètre (mm) |
|--------|---------|-------|-------|-------|-------|-------|---------------|
| A      | 1       | 0,73  | 0,71  | 0,205 | 0,016 | 0,02  | 6             |
|        | 2       | 0,704 | 0,775 | 0,29  | 0,026 | 0,023 | 6,15          |
|        | 3       | 0,695 | 0,675 | 0,325 | 0,018 | 0,015 | 5             |
| B      | 4       | 0,64  | 0,70  | 0,204 | 0,20  | 0,016 | 5,4           |
|        | 5       | 0,69  | 0,75  | -     | -     | -     | 2,87          |
| C      | 6       | 0,7   | 0,72  | 0,25  | 0,017 | 0,015 | 2,85          |
|        | 7       | 0,59  | 0,56  | 0,28  | 0,022 | 0,010 | 3,4           |
|        | 8       | 0,43  | 0,62  | 0,26  | 0,023 | 0,017 | 5             |
|        | 9       | 0,415 | 0,575 | 0,28  | 0,016 | 0,021 | 5,5           |

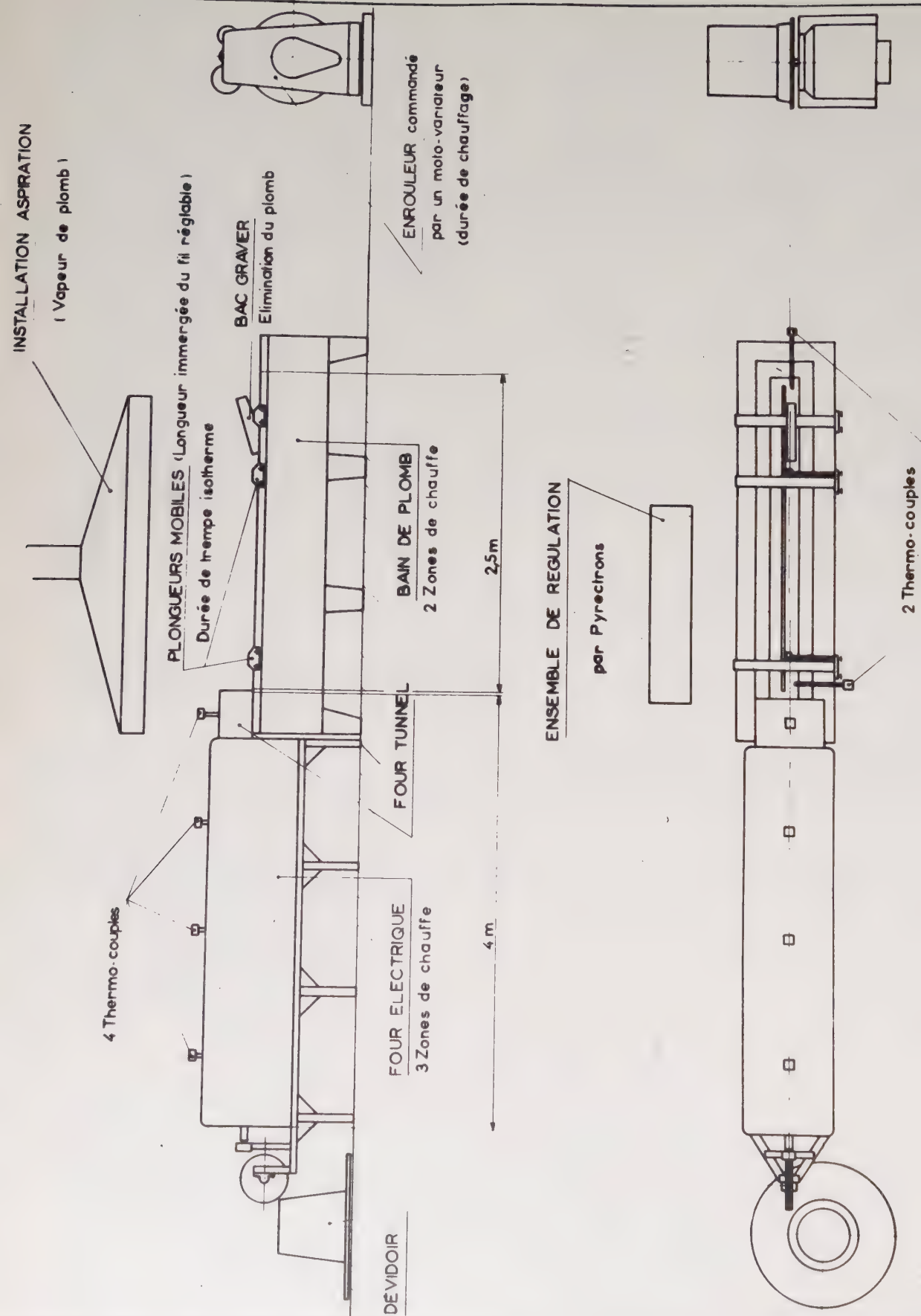


Figure 4 INSTALLATION DE PATENTAGE

Dans le cas des aciers hypoeutectoïdes, l'austénite obtenue par chauffage au-dessus du point  $Ac_3$  peut conduire par trempe isotherme à trois types de constituants : perlite, bainite, martensite, correspondant à trois domaines de températures : supérieur ( $Ar'$ ), intermédiaire ( $Ar''$ ), inférieur ( $Ar'''$ ).

Les températures de trempe utilisées entre  $440^\circ$  et  $600^\circ$  déterminent la formation de bainite supérieure vers  $475^\circ C$  et de troostite vers  $575^\circ C$ . Suivant les aciers, les écarts par rapport à ces valeurs moyennes sont de l'ordre de  $\pm 25^\circ C$  (6). Ces deux constituants se distinguent de plusieurs points de vue.

#### 1-1 Transformation perlitique ( $Ar'$ )

Dans la troostite qui fait partie du domaine perlitique, l'espace interlamellaire est lié à la température de formation de l'agrégat. Dans la formation de la perlite l'élément directeur qui se développe par germination et croissance est la cémentite ; la ferrite de l'agrégat perlitique se dépose ultérieurement.

A une température donnée, la courbe de réaction est déterminée par les valeurs des trois paramètres suivants (7) :

- Vitesse de germination par unité de surface du joint austénitique.
- Grosseur du grain austénitique qui détermine la surface totale des joints dans un volume donné.
- Vitesse de croissance à partir d'un germe.

##### 1-1-1 Vitesse de germination

Elle croît avec le temps, le phénomène de germination est autoaccélééré. Quand la température décroît, la vitesse de germination augmente plus rapidement que la vitesse de croissance. Donc, plus la température de transformation isotherme est basse, plus les îlots de perlite formés sont petits. Pour la même raison, l'espace interlamellaire décroît avec la température.

##### 1-1-2 Vitesse de croissance

Quand la température décroît, la vitesse de croissance augmente, mais moins rapidement que la vitesse de germination. Dès qu'une lamelle de cémentite a commencé à se développer, elle est entourée par deux lamelles de ferrite et la germination se poursuit.

Les variations relatives de la vitesse de germination et de la vitesse de croissance expliquent les structures des produits formés aux différents niveaux de température dans le domaine  $Ar'$ . En règle générale, les produits formés dans la partie supérieure du domaine perlitique sont lamellaires ; ils sont granulaires dans la partie inférieure.

### 1-2 Transformation bainitique ( $Ar''$ )

L'existence de deux formes distinctes de bainite, supérieure et inférieure, dans les aciers hypoeutectoïdes, est confirmée par une étude de la structure micrographique.

Bien que la morphologie de la bainite change progressivement avec la température, il apparaît une transition nette entre les deux formes de bainite vers  $340^{\circ}C$ . Cette transition résulte de la présence à l'intérieur de la bainite de petites plaques de carbure orientées suivant un angle de  $60^{\circ}$  par rapport à la direction de croissance des plaques, tandis que, aux températures plus élevées, les carbures sont orientés parallèlement à la direction de la croissance (8).

La nature des carbures dans la bainite dépend de la température de réaction. La phase carbure dans les bainites supérieures est la cémentite.

## 2 - ETUDE DU FOUR ET DU BAIN DE TREMPÉ POUR LE TRAITEMENT THERMIQUE ISOTHERME DES FILS EN CONTINU

Avec un four de longueur relativement faible dans lequel les fils passent à vitesse lente, il existe une vitesse limite déterminée par la chute de température entre le four et le bain de plomb (9).

Nous avons étudié un four à chauffage par résistances électriques, le fil passe dans un tube en acier réfractaire situé dans l'axe de la section du four. Un four tunnel supplémentaire (fig. 5) vient jusqu'au-dessus du bain de plomb, il évite une chute de température notable du fil entre le four principal et le bain de plomb, favorisant ainsi une transformation isotherme.

La transmission de chaleur dans le four se produit essentiellement par rayonnement. La quantité de chaleur  $dQ$  transmise dans le temps  $dt$  par  $m^2$  de surface du fil est donnée par la loi de Stefan :

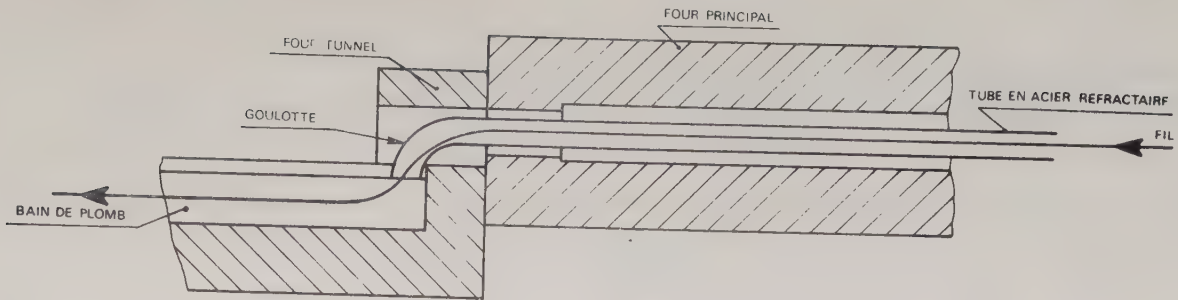


FIG 5

SCHEMA DU CIRCUIT PARCOURU PAR LE FIL

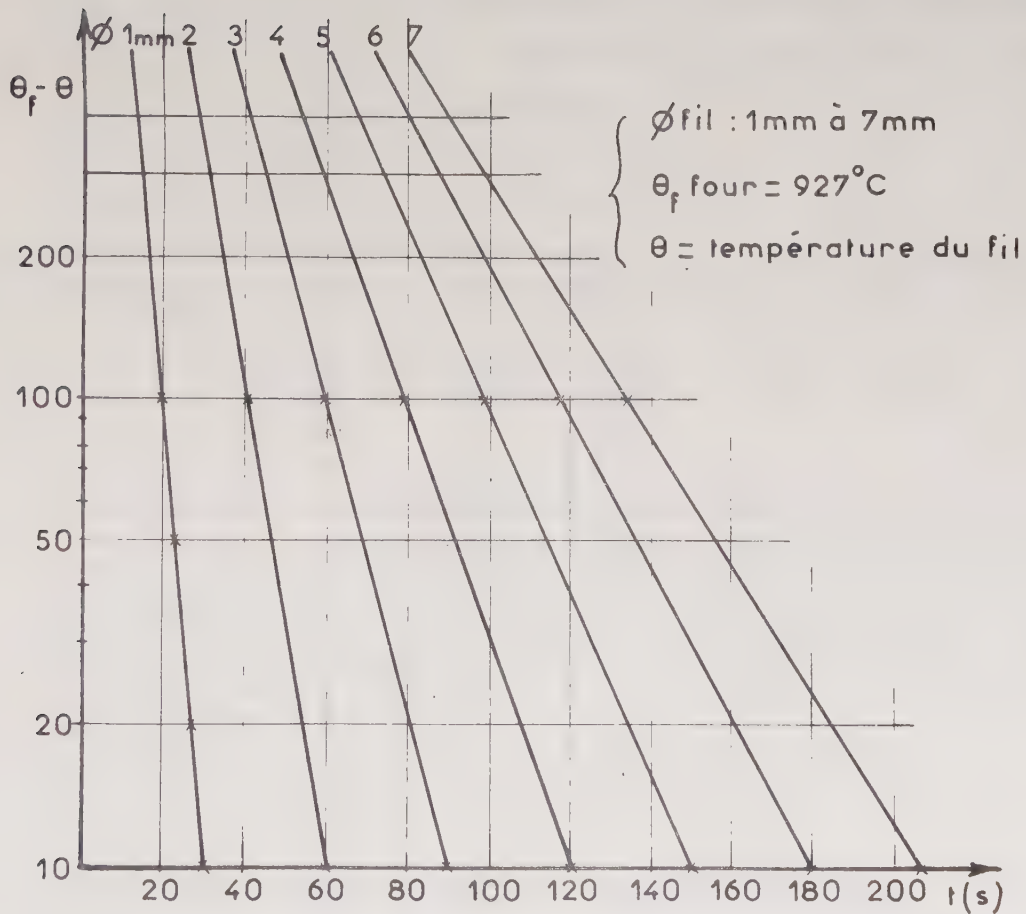


Figure 6 : Courbes de montée en température des fils d'acier en fonction de la durée du chauffage.

$$dQ = a \cdot \left[ \left( \frac{\theta_F}{100} \right)^4 - \left( \frac{\theta}{100} \right)^4 \right] dt$$

d'où une élévation de température du fil de  $d\theta$ , telle que  $dQ = g.c.d\theta$  et un temps de chauffage nécessaire :

$$t = \frac{g \cdot c}{a} \int_{\theta}^{\theta_F} \frac{d\theta}{\left( \frac{\theta_F}{100} \right)^4 - \left( \frac{\theta}{100} \right)^4}$$

$a$  : coefficient de transmission en  $\text{Kcal/m}^2/\text{h}/^\circ\text{C}$

$c$  : chaleur spécifique du métal en  $\text{Kcal/kg}/^\circ\text{C}$

$g$  : poids du fil en  $\text{kg}$  par  $\text{m}^2$  de surface

$\theta_F$  : température du four,  $\theta$  : température du fil

Avec  $\theta_F = 1200^\circ\text{K} = 927^\circ\text{C}$ , valeur moyenne des températures habituellement utilisées ; en exprimant le diamètre en mm, on trouve une durée de chauffage nécessaire  $t$  exprimée en secondes :

$$t = 8,5 d \cdot \left[ \text{arc tg} \cdot \frac{\theta}{\theta_F} + \frac{1}{2} \ln \cdot \frac{1 + \theta/\theta_F}{1 - \theta/\theta_F} \right]$$

Il est intéressant de remarquer que la durée du chauffage nécessaire est proportionnelle au diamètre du fil.

La durée de la transformation  $\alpha \rightarrow \gamma$  des aciers non alliés est au maximum de 10 secondes à la température  $(Ac_3 + 50^\circ)$ .

D'où les courbes de la figure 6 pour les diamètres de fil de 1 à 7 mm.

## 2-1 Détermination des courbes de variation de température du fil :

Le but de ces essais est de déterminer le temps utile pour arriver à la température d'austénisation et corrélativement de rechercher une vitesse maximum de passage compatible avec le cycle de chauffage.

De plus, nous avons déterminé le temps d'immersion dans le bain de plomb pour que le centre du fil passe de la température du four à la température de trempe isotherme.

## 2-2 Réalisation des essais

Les essais sont réalisés sur des fils machine de diamètre 5 et 6 mm. Pour connaître la variation de température au centre du fil, nous avons utilisé un thermocouple chromel-alumel (diamètre des fils 0,4 mm) suivant le montage réalisé figure 7.

La transformation allotropique endothermique pendant la montée en température est mise en évidence par les paliers situés vers 730°C (figure 8).

Résultats des mesures :

| Diamètre du fil                                                            | 5 mm      | 6 mm      |
|----------------------------------------------------------------------------|-----------|-----------|
| Temps nécessaire pour que le fil atteigne une température de 825°C à coeur | 2 mn 10 s | 2 mn 36 s |
| Temps nécessaire pour que le fil atteigne une température de 910°C à coeur | 2 mn 30 s | 3 mn      |
| Durée du maintien isotherme pour atteindre 500°C à coeur                   | 1 mn      | 1 mn      |

Tableau donnant les durées de montée en température pour des fils de diamètres 5 et 6 mm

Température du four : 920°C

Température du plomb : 500°C

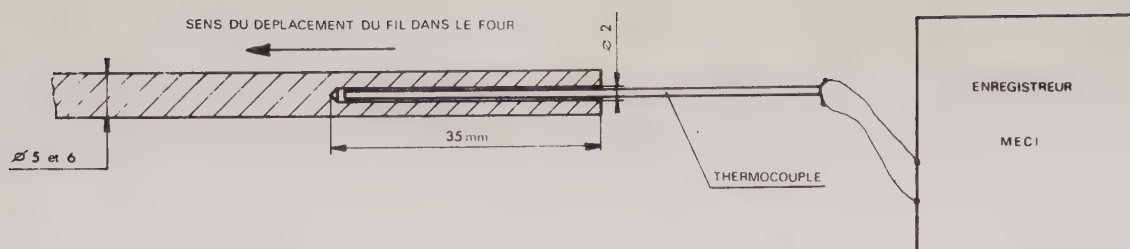


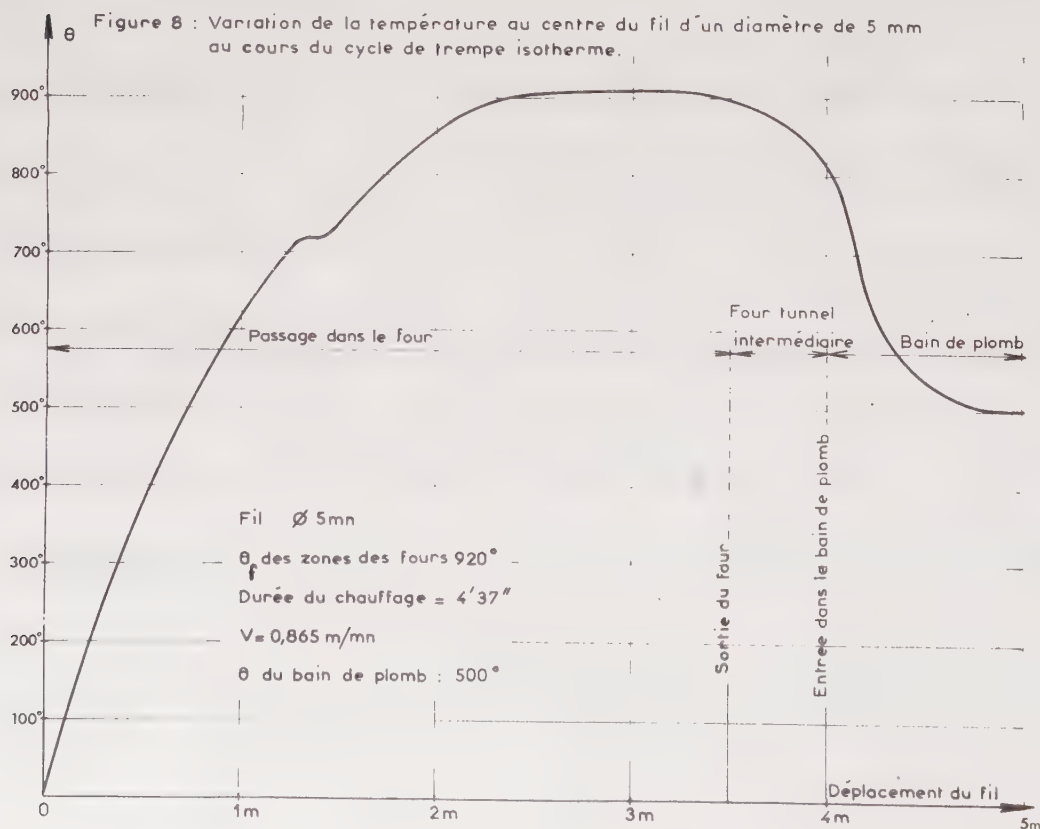
FIG 7

MONTAGE POUR L'ENREGISTREMENT DES COURBES DE VARIATION DE TEMPERATURE DU FIL

### 2-1-1 Réalisation des essais

Les essais sont réalisés sur des fils machine de diamètre 5 et 6 mm. Pour connaître la variation de température au centre du fil, nous avons utilisé un thermocouple chromel-alumel (diamètre des fils 0,4 mm) suivant le montage réalisé figure 7.

La transformation allotropique endothermique pendant la montée en température est mise en évidence par les paliers situés vers  $730^\circ$  (fig. 8).



### 3 - VARIATION DES CARACTERISTIQUES MECANQUES EN LIAISON AVEC LES MICROSTRUCTURES

#### 3-1 Contrainte de rupture $\sigma_R$ et contrainte limite élastique $\sigma_E$

Nous observons pour les valeurs de  $\sigma_R$  et  $\sigma_E$  une diminution progressive lorsque la température de trempe isotherme croît. Entre 450° et 600° on enregistre des variations de l'ordre de 10 % sur  $\sigma_R$  et de 30 % sur  $\sigma_E$ .

La valeur maximale de la résistance à la rupture est atteinte pour les faibles teneurs en manganèse. BOCKENHOFF (10) obtient pour un acier à 0,67 % C, 124 kg/mm<sup>2</sup> avec 0,34 % Mn et 115 kg/mm<sup>2</sup> pour 0,88 % Mn.

#### 3-2 Allongement % (A %)

La variation de l'allongement % a lieu en sens inverse de  $\sigma_R$  et  $\sigma_E$  ; l'augmentation de la température de trempe isotherme ainsi que la diminution de la teneur en carbone seront donc favorables à l'allongement.

Pour une variation de la teneur en carbone de 0,1 %, on observe des variations de l'allongement d'environ 18 %, en comparant les coulées 6 et 7 pour lesquelles les allongements passent de 8,1 à 9,9 à 500° et de 9,5 à 11,3 à 550°. De même, une augmentation de 50° de la température de trempe donne une amélioration de 10 à 14 % de A %, en passant de 500° à 550°.

Lorsqu'on s'intéresse à l'allongement, il faut distinguer d'une part, l'allongement % tiré du diagramme de traction et l'allongement de striction ; ces deux mesures caractérisent des propriétés différentes.

L'allongement de striction  $(\frac{S - s}{s})$

S : section initiale de l'éprouvette

s : section de la zone de striction

caractérise plus particulièrement l'aptitude du métal à subir une déformation plastique (voir les figures de 13 à 18).

### 3-3 Pliages alternés

Le nombre de pliages est lié à l'allongement localisé de striction. On obtient un gain de 2 ou 3 pliages en passant de 550° à 500° pour un acier à 0,7 % C (coulée n°6).

Une durée de trempe d'une minute est toujours favorable ; et cela d'autant plus que la teneur en carbone est plus forte ; ce qui est en liaison avec l'augmentation de la durée de transformation isotherme en fonction de la teneur en carbone.

Des températures de chauffage de l'ordre de 850°C donnent les meilleurs résultats.

### 3-4 Nombre de tours de torsion avant rupture

Si on s'intéresse surtout aux nombres de torsions, on a intérêt à diminuer le pourcentage de carbone, en effet, en passant de 0,41 à 0,64 % C, le nombre de torsions décroît de 13 à 8 dans le cas d'un traitement identique. Mais si on désire obtenir parallèlement une résistance à la rupture importante, on a intérêt à augmenter la teneur en carbone pour avoir un compromis entre les caractéristiques de résistance et de déformation.

Le traitement thermique le plus favorable s'obtient en augmentant les températures de chauffage et de trempe. Des températures de l'ordre de 950° à 1000°C sont bénéfiques pour deux raisons : d'une part, une légère décarburation du fil permet une plus grande déformation des fibres extérieures ; d'autre part, après tréfilage, on obtiendra un meilleur fibrage des grains. Une température de trempe d'environ 600°, qui donne la troostite, est particulièrement intéressante. Sur la coulée n°5, on obtient la progression suivante :

450° → 35 tours , 530° → 36 tours , 600° → 40 tours.

L'état de surface, le calibrage, interviennent énormément pendant l'essai de torsion puisque ce sont les fibres extérieures qui sont les plus sollicitées ; il peut en résulter une certaine dispersion des résultats.

BOCKENHOFF (10) montre que, dans notre gamme d'aciers, la température de trempe isotherme qui donne la résistance à la rupture optimale est 530°C ; nos essais confirment ce point de vue.

Par contre, en ce qui concerne le nombre de tours de torsion avant rupture, alors que cet auteur trouve des valeurs maximales pour des températures de 510 à 520°, nous pensons qu'il n'a pas mené ses recherches vers des températures suffisantes, s'étant arrêté à 560°C. D'après nos expériences, nous estimons qu'une température de 600° est préférable, surtout pour les teneurs en carbone supérieures à 0,6 %.

En ce qui concerne l'influence du diamètre du fil, il faut, pour obtenir les mêmes caractéristiques mécaniques, diminuer la température du bain de trempe lorsque le diamètre croît.

### 3-5 Durée de la trempe isotherme

Plus les températures et les durées de chauffage sont importantes, plus il faut prolonger la durée de trempe, du fait du retard de la transformation isotherme de l'austénite qui en résulte.

L'influence du diamètre du fil est primordiale.

Comme l'indique le tableau ci-dessous, il existe une durée de trempe isotherme qui donne les meilleurs résultats. Dans le cas de la coulée n°8, avec un diamètre de 5,5 mm, on obtient ces résultats avec 2 mètres d'immersion dans le plomb, soit des durées de trempe de l'ordre de 2 mn 30 s.

Température du four : 850° - 870° - 910° - 930° C

Température du bain de plomb : 460° C

t = durée du chauffage    L = longueur immergée dans le bain de plomb

| Durée du traitement thermique | $\sigma_R$<br>kg/mm <sup>2</sup> | $\sigma_E$<br>kg/mm <sup>2</sup> | A %   | Pliages alternés | Nb. de tours de torsion | couple de torsion (cm.kg) |
|-------------------------------|----------------------------------|----------------------------------|-------|------------------|-------------------------|---------------------------|
| t = 5 mn 03 s    L = 2 m      | 86,2                             | 50,7                             | 15,1  | 8,43             | 15,1                    | 199,5                     |
| t = 4 mn 37 s    L = 2 m      | 85,9                             | 50,6                             | 13,4  | 8,75             | 15,7                    | 201,5                     |
| t = 5 mn 03 s    L = 2,5 m    | 83,2                             | 47,97                            | 14,3  | 7,5              | 13,7                    | 195,7                     |
| t = 4 mn 37 s    L = 2,5 m    | 84,9                             | 50,4                             | 13,95 | 7,75             | 13,5                    | 196,5                     |
| t = 5 mn 03 s    L = 1 m      | 86,8                             | 49                               | 13,57 | 8                | 13,15                   | 195,5                     |
| t = 4 mn 37 s    L = 1 m      | 85,2                             | 48,7                             | 14,55 | 7                | 12,45                   | 195                       |

## 4 - INFLUENCE DU TREFILAGE ET DU VIEILLISSEMENT ARTIFICIEL

### 4-1 Comparaison des caractéristiques obtenues après trempe et après tréfilage

Le meilleur traitement thermique, pour des produits tréfilés, ne peut pas être choisi en se limitant à la mesure des caractéristiques après trempe, c'est-à-dire avant tréfilage, car cette opération détermine une évolution différente des propriétés du métal suivant les constituants écrouis. Le problème se complique, car ayant des aciers non alliés, nous n'avons pas de constituants purs, la durée d'incubation de l'austénite étant trop faible. Pour préciser le rôle des constituants, il faudrait utiliser des aciers alliés permettant d'obtenir des constituants uniques dans toute la section des fils.

Sur les graphiques n° 9 et 10, nous avons groupé une partie des résultats obtenus sur des fils à 0,59 et 0,7 % C, après un écrouissage de 90 %.

Nous observons une augmentation de la résistance à la rupture par écrouissage de l'ordre de 110 kg/mm<sup>2</sup>, une décroissance d'allongement entre 7 et 11 %. Le nombre de torsions et le nombre de pliages ne peuvent pas être comparés avant et après tréfilage puisque nous passons d'un diamètre de 2,85 mm à un diamètre de 0,96 mm.

On remarque dans le domaine des hautes températures de trempe (550°) une augmentation plus sensible du nombre de pliages et du nombre de torsions par écrouissage, d'où l'intérêt des hautes températures de trempe.

### 4-2 Influence d'un revenu à 150° pendant 45 mn après tréfilage

Un vieillissement artificiel provoque l'évolution des caractéristiques vers des valeurs intermédiaires entre les résultats après trempe isotherme et les résultats après tréfilage, par diminution des caractéristiques de déformation (graphiques n° 9 et 10).

La diminution de la résistance à la rupture est de l'ordre de 5 à 10 kg/mm<sup>2</sup> et peut atteindre 25 kg/mm<sup>2</sup>.

L'augmentation des allongements tirés des diagrammes s'étale entre 2 et 4 %.

Cependant le nombre de tours de torsion diminue de 1 à 4 tours et le nombre de pliages est peu modifié par le revenu.

4-3 Graphiques représentant les résultats des essais sur les coulées n°9 et 10

Traitement thermique utilisé pour les fils du graphique n°9

Coulée n°6 - Diamètre 2,85 mm

| Repères | Températures du four | Durées    | Temp. plomb | Durées |
|---------|----------------------|-----------|-------------|--------|
| 1       | 920°/920°/920°/920°  | 1 mn 20 s | 470°        | 20 s   |
| 2       | "                    | 1 mn 50 s | "           | 28 s   |
| 3       | 820°/850°/870°/880°  | 1 mn 20 s | 490°        | 20 s   |
| 4       | "                    | 1 mn 50 s | "           | 28 s   |
| 5       | 850°/920°/950°/980°  | 1 mn 20 s | 500°        | 20 s   |
| 6       | "                    | 2 mn 08 s | "           | 32 s   |
| 7       | "                    | 1 mn 20 s | 550°        | 20 s   |
| 8       | "                    | 1 mn 50 s | "           | 28 s   |
| 9       | "                    | 1 mn 08 s | "           | 32 s   |

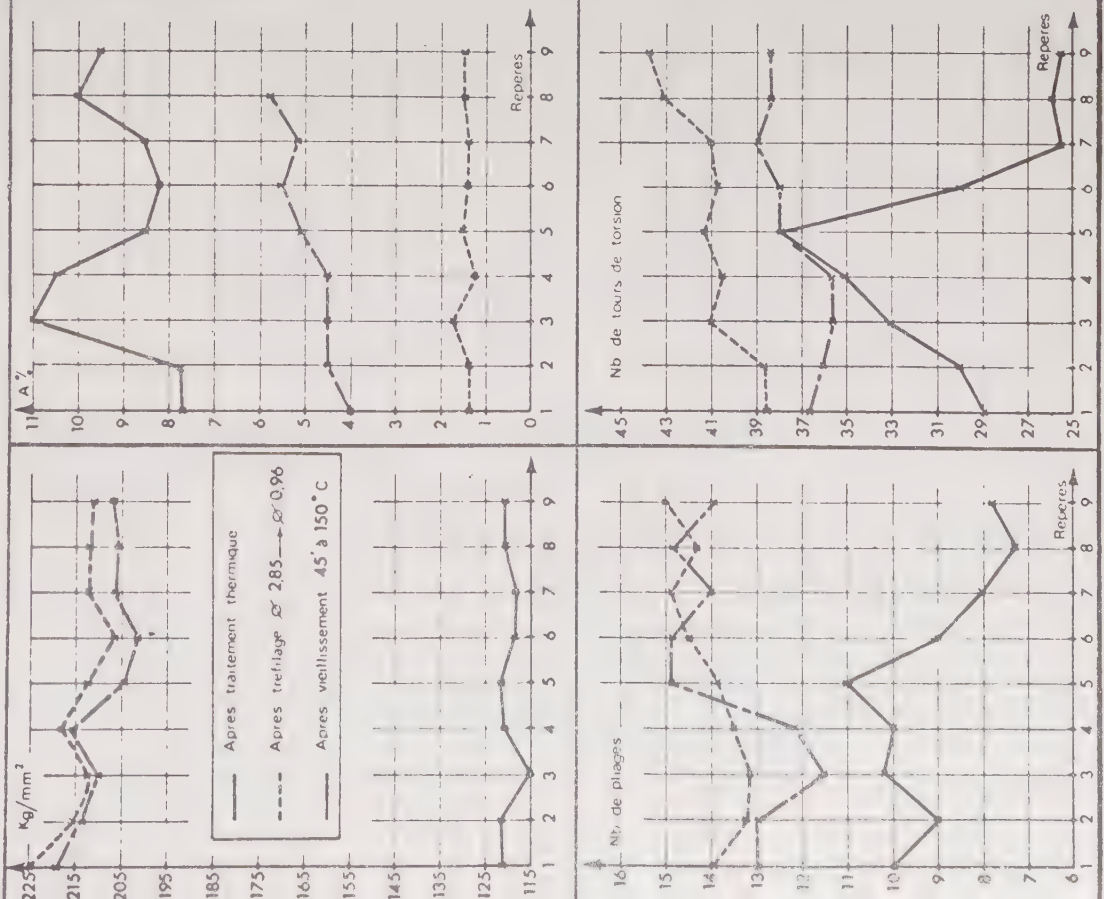
Traitement thermique utilisé pour les fils du graphique n°10

Coulée n°7 - Diamètre 2,85 mm

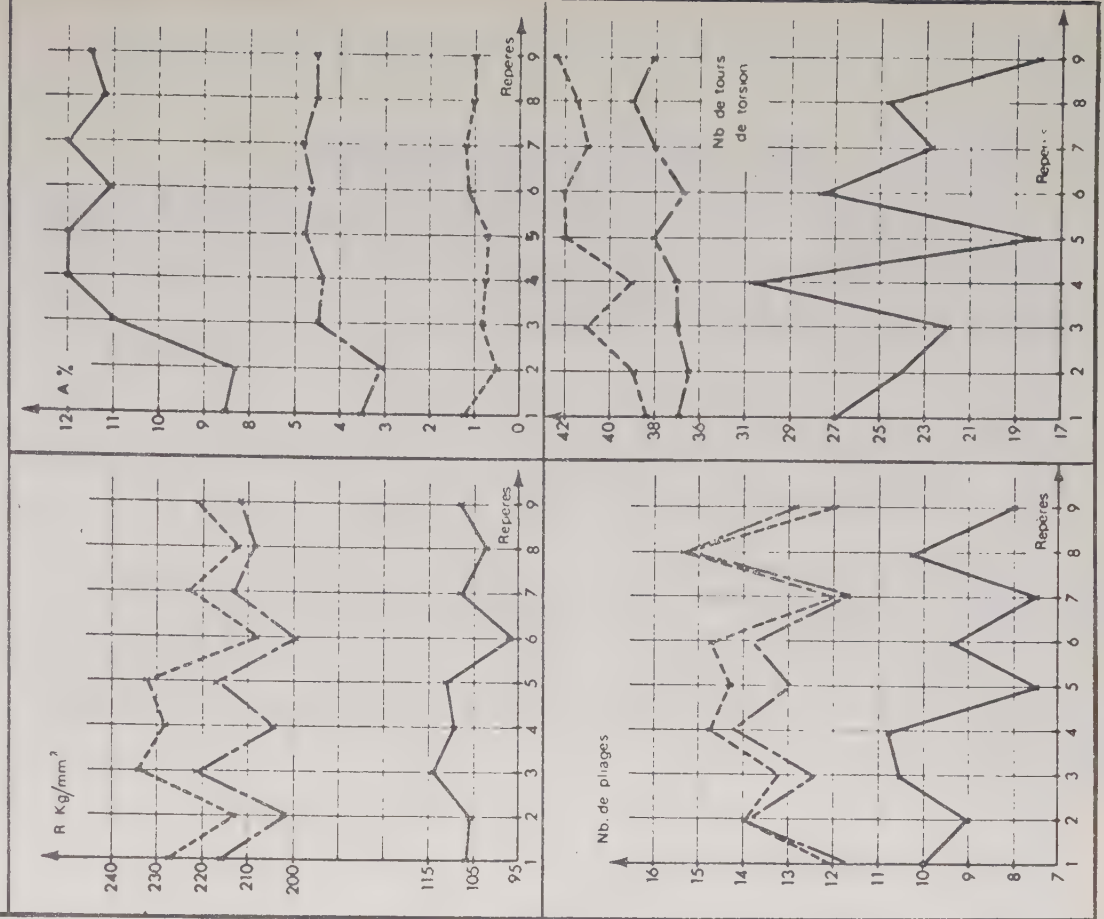
| Repères | Températures du four  | Durées    | Temp. plomb | Durées |
|---------|-----------------------|-----------|-------------|--------|
| 1       | 820°/860°/890°/900°   | 2 mn 08 s | 450°        | 32 s   |
| 2       | 850°/920°/950°/980°   | 1 mn 34 s | 500°        | 24 s   |
| 3       | 820°/920°/1000°/1060° | 1 mn 34 s | "           | 24 s   |
| 4       | 850°/920°/950°/980°   | 1 mn 08 s | "           | 32 s   |
| 5       | 820°/920°/1000°/1060° | 1 mn 08 s | "           | 32 s   |
| 6       | 850°/920°/950°/980°   | 1 mn 34 s | 550°        | 24 s   |
| 7       | 820°/920°/1000°/1060° | 1 mn 34 s | "           | 24 s   |
| 8       | 850°/920°/950°/980°   | 2 mn 08 s | "           | 32 s   |
| 9       | 820°/920°/1000°/1060° | 2 mn 08 s | "           | 32 s   |

Les repères des traitements thermiques, indiqués sur les tableaux ci-dessus, correspondent aux abscisses des graphiques n°9 et 10 qui montrent l'influence du tréfilage et du vieillissement artificiel.

INFLUENCE DU TREFILAGE ET DU VIEILLESSEMENT ARTIFICIEL  
COULÉE N° 6 GRAPHIQUE N° 9



INFLUENCE DU TREFILAGE ET DU VIEILLESSEMENT ARTIFICIEL  
COULÉE N° 7 GRAPHIQUE N° 10



### CHAPITRE III

#### EVOLUTION DES CARACTERISTIQUES MECANQUES DES FILS D'ACIERS TREFILES EN FONCTION DU TAUX D'ECROUISSAGE, DETERMINATION THEORIQUE DE LA COURBE DES CHARGES DE RUPTURE

##### 1 - INTRODUCTION

Les effets de l'écrouissage sont liés en orientation et valeur numérique aux déformations qui les ont provoqués. Ces déformations triaxiales sont complexes, comme les contraintes locales, même quand les forces extérieures sont de direction définie. On ne peut donc observer que les effets moyens de l'écrouissage, surtout après une déformation par tréfilage à froid.

Par ailleurs, les sollicitations, les déformations, la rupture, au cours des divers types d'essais, mettent en jeu les caractéristiques locales, tout spécialement celles des points les plus faibles et les possibilités variables de transfert des sollicitations en ces points vers leurs voisins.

L'écoulement plastique des fils d'acier à travers les filières est lié à la formation et au mouvement des dislocations. Pour nos essais, chaque passage dans une filière correspond à une réduction de la section du fil de l'ordre de 20 %.

La consolidation du métal dépend des interactions des dislocations et de leur arrangement quand elles sont bloquées dans le métal. Dans les fils polycristallins, la déformation est hétérogène, les cristaux voisins orientés différemment peuvent tourner dans des sens différents, les cristaux prennent des orientations privilégiées produisant une texture anisotrope.

Les métaux cubiques centrés diffèrent des autres par le fait que les glissements n'ont pas lieu dans un plan bien défini ; on observe à la surface des cristaux déformés des lignes sinueuses.

BARRETT (12) a trouvé que les glissements se propageaient sur les trois plans les plus denses passant par les directions de glissements  $[111]$ , soient les plans (110), (112), (123). On peut considérer que chaque grain se déforme par glissement sur la famille de plans la plus favorisée et que, le long des joints, la déformation est beaucoup plus importante et fait intervenir plusieurs systèmes de glissements (13).

Les déformations par glissement à l'intérieur des grains, sans que les déplacements aux joints interviennent, sont de très faibles amplitudes. Le seuil de plasticité est fortement affecté par la grosseur des grains. La consolidation qui se développe au cours de la déformation plastique est un phénomène essentiellement intracristallin, le rôle des joints n'est que d'augmenter la résistance et d'élever la courbe de consolidation, quasi parallèlement à elle-même.

La variation de la résistance provenant de la grosseur des grains est proportionnelle à l'inverse de la racine carrée du diamètre moyen  $d$  des grains (14).

PETCH (15) a établi que la contrainte de rupture est donnée par la relation  $\sigma = \sigma_0 + k \cdot d^{-\frac{1}{2}}$  où  $d$  est le diamètre du grain,  $\sigma_0$  la contrainte de freinage exercée par le réseau et les impuretés sur une dislocation et  $k$  un coefficient.

Donc la consolidation pendant la déformation plastique à froid peut s'expliquer aussi par l'épuisement des possibilités de déformation des plus gros cristaux, leur fragmentation en domaines désorientés, peut-être dans certains cas, par une réorganisation locale en éléments cristallins plus petits. On a ainsi un transfert de contraintes aux cristaux voisins plus réduits, il en résulte une homogénéisation des caractéristiques mécaniques tendant vers celles des grains plus petits, les moins déformables.

D'autres auteurs (16) à partir d'observations aux rayons X ont mis l'accent sur la fragmentation qui se produit dans les métaux écrouis ; les métaux sont d'autant plus durs que les sous-grains ou cristallites sont plus fins.

### 1-1 Consolidation des métaux écrouis

BABITCH (14) a procédé à des mesures aux rayons X de la variation  $(\frac{\Delta a}{a})$  du paramètre moyen de la maille cristalline sur la famille des plans (110) et (220). Il a observé sur des fils d'acier à 0,50 % de carbone qu'après tréfilage, la déformation élastique  $(\frac{\Delta a}{a})$  de la maille cristalline augmente rapidement jusqu'à 25 % d'écrouissage et que ensuite, elle varie plus lentement (fig. 11). A partir de 75 % d'écrouissage, a lieu un deuxième accroissement rapide de  $(\frac{\Delta a}{a})$ .

La comparaison des variations de contrainte à la rupture vraie  $\sigma_B$  et de l'altération de la maille  $(\frac{\Delta a}{a})$  montre une analogie de ces variations.

Sur la figure 11, la ligne continue montre la variation de  $\sigma_B$  en tenant compte de la diminution du diamètre du fil ; la ligne en pointillé indique l'allure de la variation de  $\sigma_B$  sans tenir compte de la diminution du diamètre du fil pendant le tréfilage.

Pour avoir une variation brusque de  $(\frac{\Delta a}{a})$  vers 75 % d'écrouissage, il est nécessaire d'avoir un acier relativement riche en carbone. L'altération de la maille est d'autant plus grande que la teneur en carbone sera plus importante dans l'acier.

De plus, avec l'augmentation du pourcentage de carbone, l'étendue des interfaces ferrite-cémentite augmente. Nous avons observé au microscope électronique (fig. 12) que pour des taux d'écrouissage supérieurs à 65 %, la cémentite se brise. Il en résulte une augmentation de l'étendue de l'interface ferrite-cémentite qui déterminera l'accroissement rapide de la limite élastique et de la résistance à la rupture.

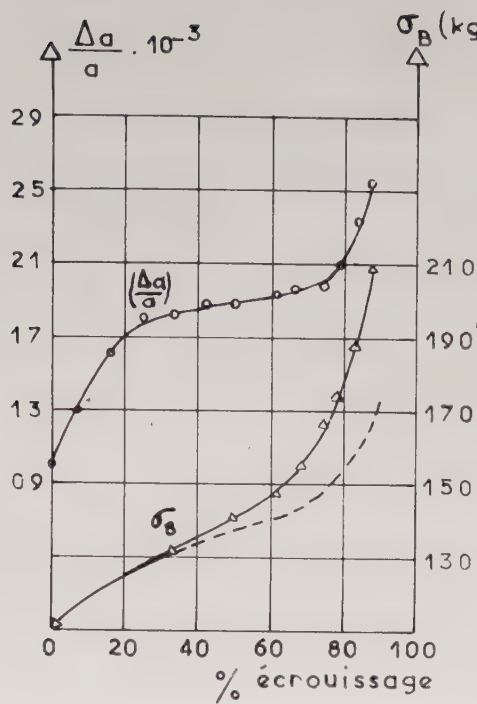


Figure 11 — Variation du paramètre de la maille cristalline ( $\frac{\Delta a}{a}$ ) et de la résistance à la rupture  $\sigma_B$  pendant l'écrouissage. (d'après Babitch)

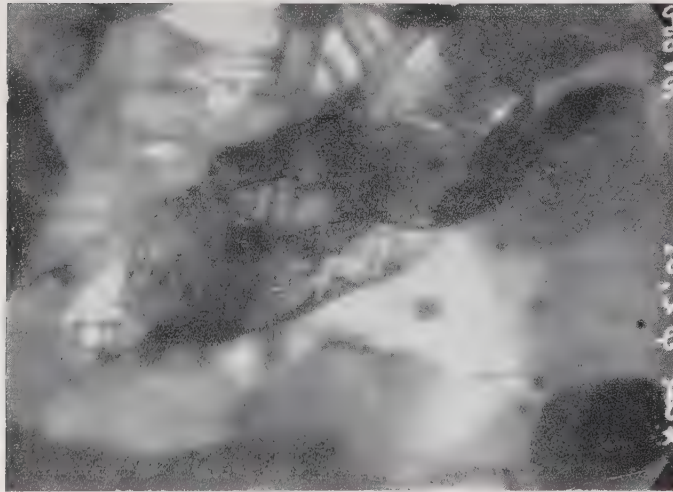


Fig. 12 - Multiplication du nombre des dislocations au voisinage des particules de cémentite dans un acier écroui (gross. : 200 000)  
 Acier : 0,68 % C (voir graphiques n° 9, 10, 11)  
 Diamètre du fil = 2,05 mm. Taux d'écrouissage = 91 %  
 Micrographie au microscope électronique sur lame mince obtenue par attaque électrolytique.



L'augmentation plus rapide de la résistance en fonction du taux d'écrouissage pour les aciers à haut carbone, suggère que les contraintes dans l'interface ferrite-cémentite sont directement responsables de la plus grande part de cet accroissement de résistance. Ces contraintes entre phases de dureté différente s'accroissent rapidement pendant l'allongement plastique.

## 1-2 Alliages à deux phases

Lorsqu'une des phases est assez finement dispersée dans l'autre, elle constitue le principal obstacle sur lequel viennent buter les dislocations qui traversent l'autre phase ou matrice. La consolidation est commandée par le libre parcours moyen des glissements dans la matrice plus ductile, c'est-à-dire, la distance moyenne entre les éléments de la phase dispersée ; plus le libre parcours est faible, plus le métal s'écrouit vite.

WILSON et KONNAN (17) ont suggéré que le principal effet de la dispersion des particules dures est de regrouper les glissements sur plusieurs familles de plans donnant une rapide augmentation de la densité des dislocations.

Les contraintes dues à la formation de boucles de dislocations dans le voisinage des particules et une augmentation du taux de multiplication des dislocations peuvent toutes les deux contribuer à un rapide durcissement du métal.

## 2 - GENERALITES SUR LES ESSAIS

Nos essais ont porté sur les points suivants :

### Essais de traction

- Mesure de la contrainte de rupture et de la contrainte de limite élastique.
- Mesure de l'allongement % conventionnel sur base fixe de 300 mm.

- Mesure du coefficient de striction % après rupture

$$\sum \% = \frac{100 (S - s)}{S} \quad \text{et de l'allongement localisé de striction \%}$$

$$\text{soit } \frac{100 (S - s)}{s} .$$



### Essais de torsion

Mesure du nombre de tours de torsion avant rupture, sur une longueur normalisée égale à 100 fois le diamètre du fil.

Pour ces essais, nous avons adopté une vitesse de torsion de 12 tours par minute pour tous les diamètres.

### Essais de pliages alternés

Mesure du nombre de pliages alternés avant rupture dans les conditions de la norme NF A03-701.

## 3 - RESULTATS DES ESSAIS SUR FILS ECROUIS ET NON VIEILLIS

### 3-1 Influence de la température de trempe isotherme

Nous donnons les résultats obtenus sur 3 séries d'essais à partir de fils provenant d'une même coulée ayant la composition :

C = 0,69 %      Mn = 0,70 %      S = 0,01 %      P = 0,027 %

Ces 3 séries concernent un même diamètre initial de fil (2,9 mm) mais les températures de trempe isotherme ont été respectivement :

- 1ère série (graphiques n°1 et 2)      -      plomb = 530°C
- 2ème série (graphiques n°3, 4 et 5)      -      plomb = 600°C
- 3ème série (graphiques n°6, 7 et 8)      -      plomb = 450°C

Si on compare les résultats obtenus avec ces trois modes de traitements, on remarque les différences suivantes :

#### 3-1-1 Contrainte de rupture

On observe sur les trois graphiques n°1, 3 et 6 une brisure des courbes représentant les variations de la résistance à la rupture et de la résistance élastique, elle se situe vers 68 % d'écrouissage pour une trempe isotherme à 450°, vers 70 à 75 % pour 530° et 80 à 83 % pour 600°. Les températures croissantes du bain de plomb déplacent la zone de transition entre les 2 parties de la courbe dans le sens des écrouissages croissants.

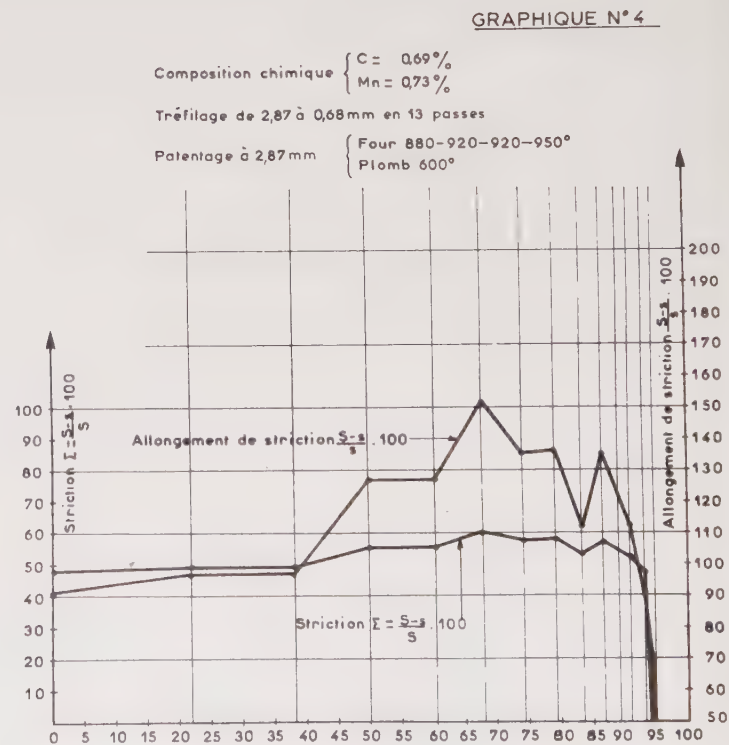
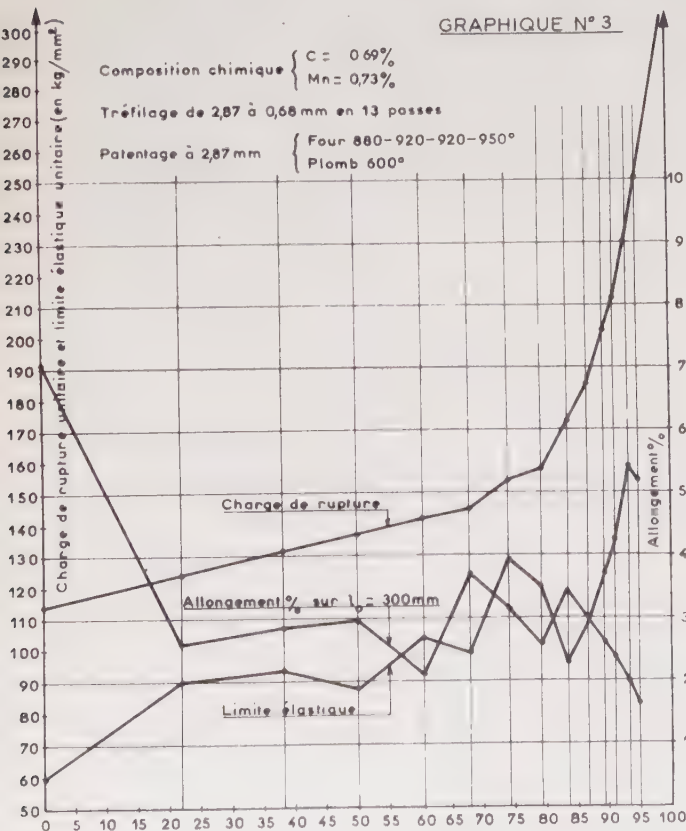
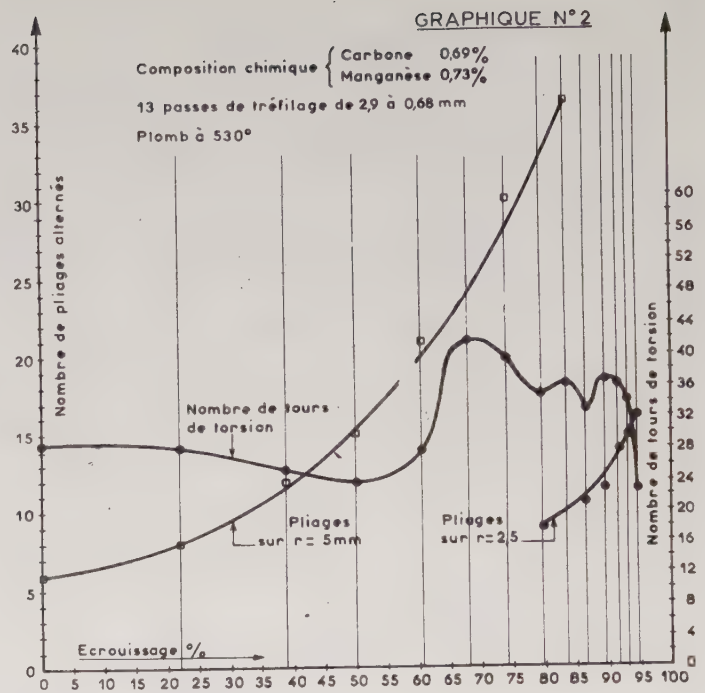
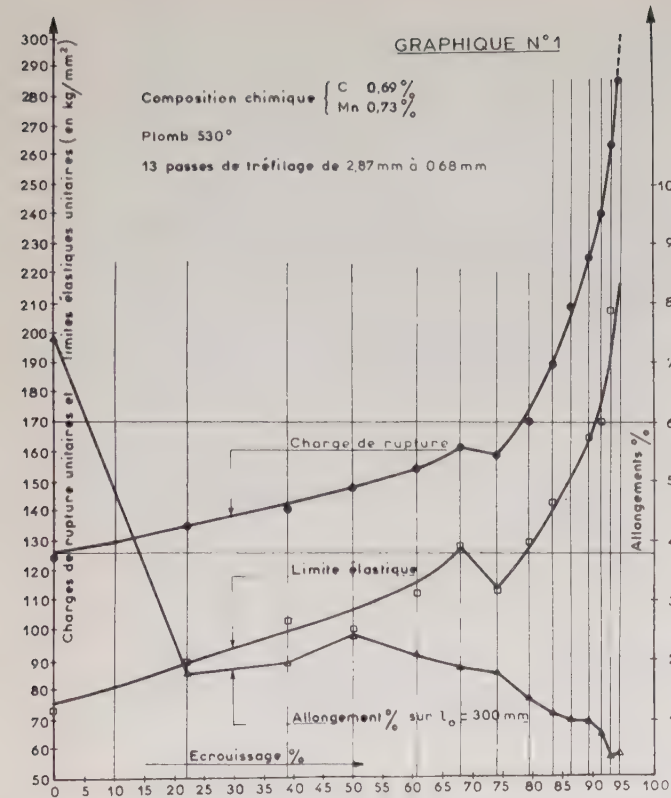


Fig. 13 - Mise en évidence de l'influence de la température de trempe isotherme par comparaison des graphiques 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8.

### 3-1-2 Contrainte de limite élastique

Les contraintes de limites élastiques suivent les variations de charges de rupture. On remarque toutefois que les courbes relatives à 450° et 600° présentent des discontinuités importantes entre 60 et 85 % d'écrouissage. On observe une chute des valeurs de la contrainte de la limite élastique juste avant le changement du régime de consolidation.

### 3-1-3 Allongement %

Sur les graphiques n°1 et 6, on remarque que les premières passes de tréfilage ont une influence défavorable sur l'allongement qui passe ensuite par un maximum relatif et redescend enfin plus ou moins régulièrement jusqu'au diamètre final.

Ce même phénomène, quoique un peu moins net, est également visible sur le graphique n°3. Sur ce dernier, on peut encore remarquer que les discontinuités dans la courbe de la contrainte de limite élastique figurent dans la courbe d'allongement, mais en sens inverse.

### 3-1-4 Strictions et allongements de striction . (Graphiques n°4 et 7)

Les courbes traduisant les variations de strictions et allongements de striction ont des allures comparables mais les résultats sont un peu meilleurs à 450° qu'à 600°C.

Soulignons en outre, que tous les essais que nous avons réalisés ont montré que les performances obtenues aux essais de pliages alternés étaient liées aux valeurs des allongements de striction.

### 3-1-5 Pliages alternés. (Graphiques n°2, 5 et 8)

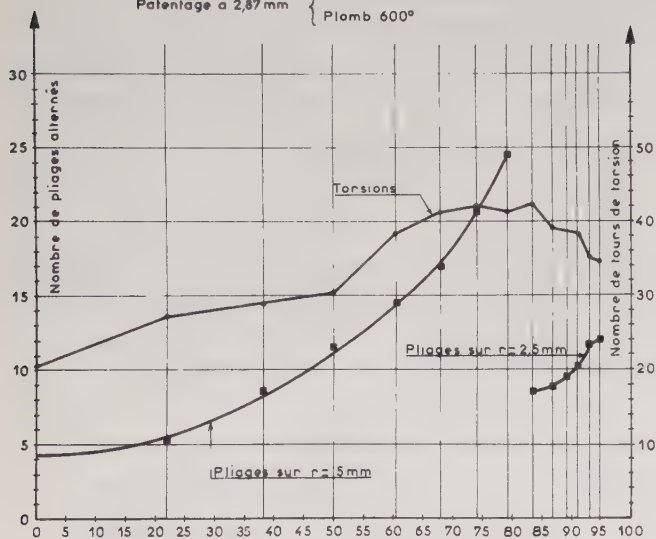
Les courbes représentatives des pliages alternés présentent une allure régulièrement montante en fonction de la réduction de diamètre, mais on peut remarquer qu'il n'est pas souhaitable de dépasser un certain écrouissage au-delà duquel le nombre de pliages augmente faiblement et peut même diminuer (graphique n°8).

### 3-1-6 Nombre de tours de torsion

Le grand nombre de facteurs qui influent sur l'essai de torsion, notamment la qualité des états de surface, ne permet pas de rattacher facilement les nombres de tours avant rupture aux caractéristiques d'allongement conventionnel ou aux caractéristiques d'allongement de striction.

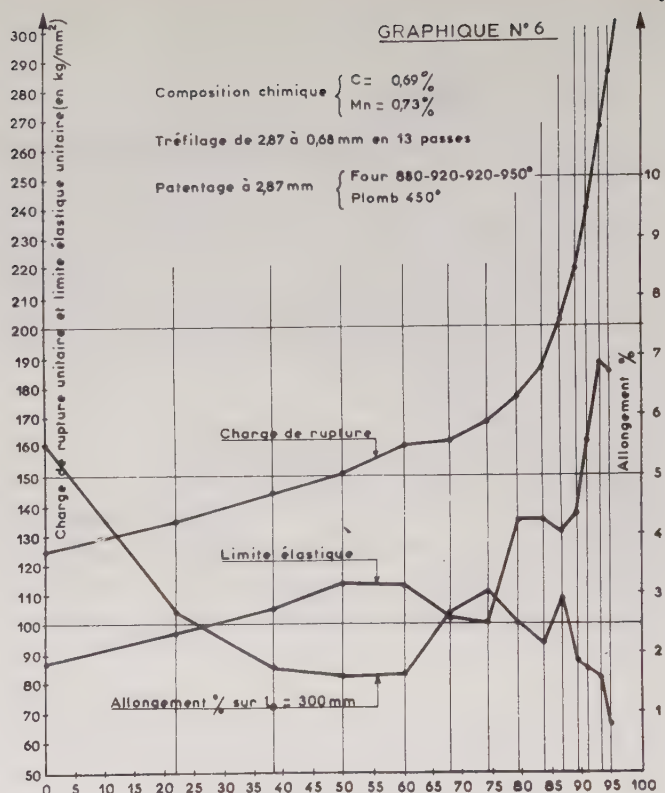
GRAPHIQUE N° 5

Composition chimique  $\begin{cases} C = 0,69\% \\ Mn = 0,73\% \end{cases}$   
 Tréfilage de 2,87 à 0,68 mm en 13 passes  
 Patentage à 2,87 mm  $\begin{cases} \text{Four } 880-920-920-950^\circ \\ \text{Plomb } 600^\circ \end{cases}$



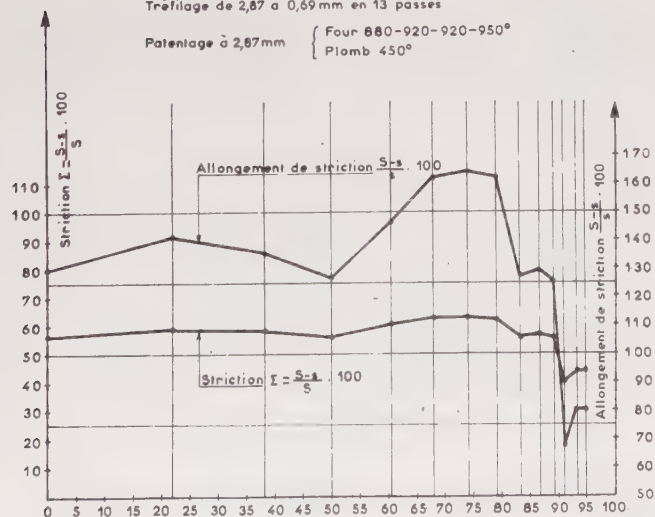
GRAPHIQUE N° 6

Composition chimique  $\begin{cases} C = 0,69\% \\ Mn = 0,73\% \end{cases}$   
 Tréfilage de 2,87 à 0,68 mm en 13 passes  
 Patentage à 2,87 mm  $\begin{cases} \text{Four } 880-920-920-950^\circ \\ \text{Plomb } 450^\circ \end{cases}$



GRAPHIQUE N° 7

Composition chimique  $\begin{cases} C = 0,69\% \\ Mn = 0,73\% \end{cases}$   
 Tréfilage de 2,87 à 0,69 mm en 13 passes  
 Patentage à 2,87 mm  $\begin{cases} \text{Four } 880-920-920-950^\circ \\ \text{Plomb } 450^\circ \end{cases}$



GRAPHIQUE N° 8

Composition chimique  $\begin{cases} C = 0,69\% \\ Mn = 0,73\% \end{cases}$   
 Tréfilage de 2,87 à 0,68 mm en 13 passes  
 Patentage à 2,87 mm  $\begin{cases} \text{Four } 880-920-920-950^\circ \\ \text{Plomb } 450^\circ \end{cases}$

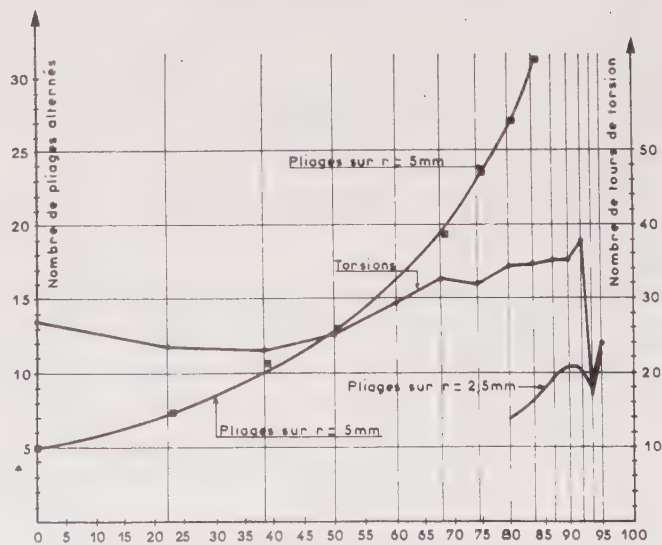


Fig. 14 - Mise en évidence de l'influence de la température de trempe isotherme par comparaison des graphiques 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8.

Des essais ultérieurs sur fils vieillis artificiellement et sur fils non vieillis nous ont montré que les nombres de tours de torsion étaient plutôt à rattacher aux caractéristiques d'allongement de striction qu'à celles d'allongement conventionnel. Il semble donc logique d'admettre, en accord avec BONZEL (18), que le résultat de l'essai de torsion est plutôt en corrélation avec la capacité de déformation par striction, sauf quand on se trouve en présence de défauts locaux, surtout superficiels.

Il faut noter que la chute des nombres de tours, qui se manifeste fréquemment lors des premières passes de tréfilage, découle d'une irrégularité dans le pas de torsion : la rupture se produisant prématurément dans une zone où le pas de torsion est faible alors que d'autres régions comportent des spires à grands pas et en nombre moins élevé.

### 3-1-7 Surécrouissage

Le surécrouissage se manifeste plus ou moins rapidement selon la température de trempe isotherme :

- Pour une température de 450° la chute du nombre de pliages est très nette dès que l'on atteint 90 % d'écrouissage tandis que le nombre de tours de torsion décroît rapidement après 91 %.

- Pour une température de 530° le surécrouissage affecte surtout le nombre de tours de torsion à partir d'un taux de 93 %.

- A 600°C on peut remarquer que seuls les nombres de pliages alternés sont affectés au-delà de 93 % d'écrouissage.

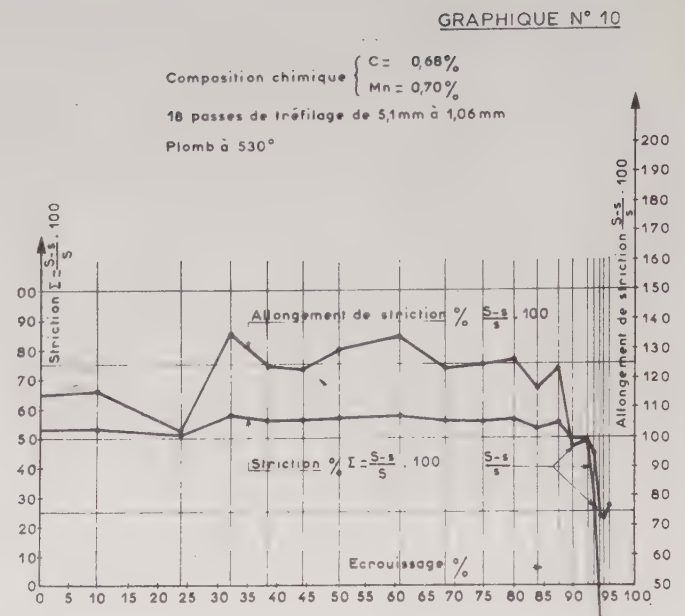
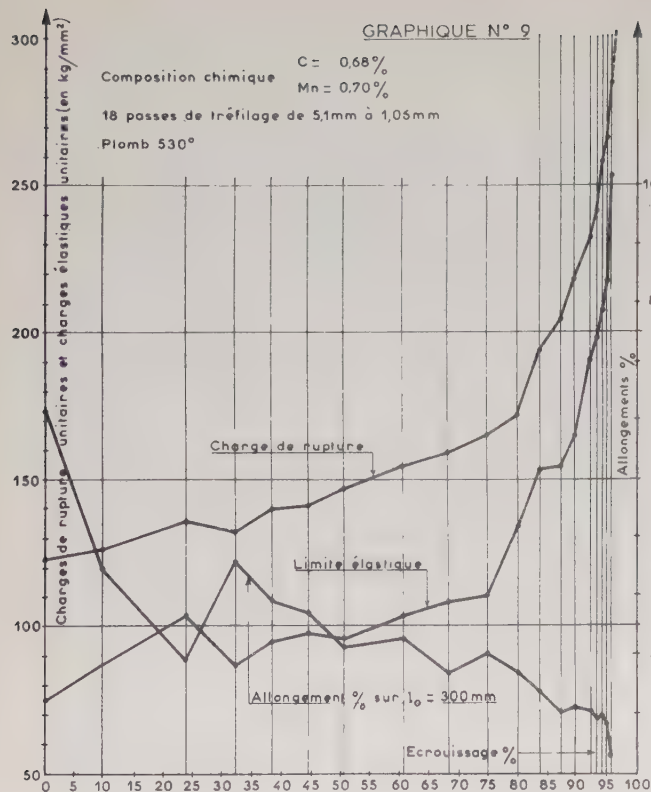
### 3-2 Influence du diamètre initial avant tréfilage

Les graphiques n°9, 10 et 11 sont relatifs à une coulée de composition très voisine de la précédente, mais avec un diamètre de départ de 5,1 mm.

La composition est la suivante :

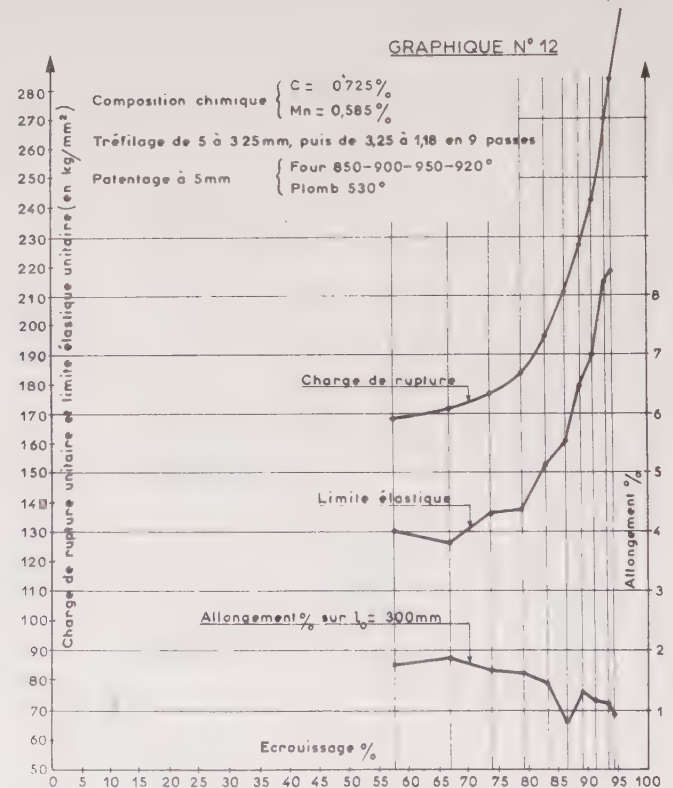
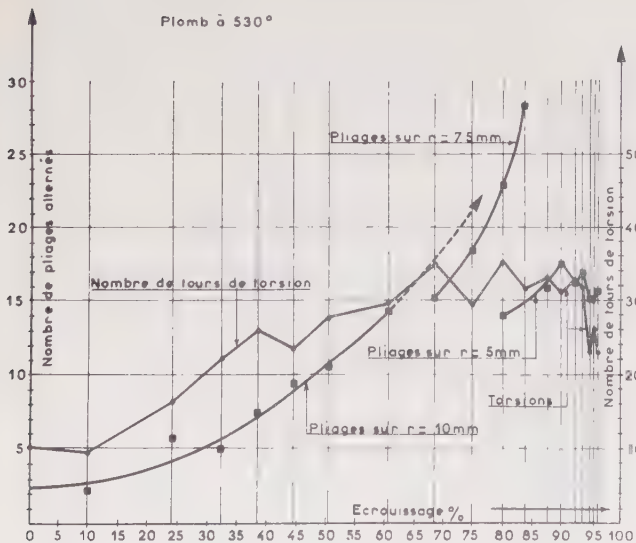
C = 0,68 %    Mn = 0,70 %    Si = 0,231 %    S = 0,014 %    P = 0,018 %

La température du bain de plomb étant 530°, les résultats d'essais peuvent se comparer à ceux des graphiques n°1 et 2.



**GRAPHIQUE N° 11**

Composition chimique  $\begin{cases} C = 0,68\% \\ Mn = 0,70\% \end{cases}$   
 18 passes de tréfilage de 5,1mm à 1,06mm  
 Plomb à 530°



**Fig. 15** - Mise en évidence de l'influence du diamètre du fil par comparaison des graphiques n°9, 10, 11, 12 ci-dessus, avec les graphiques n°1 et 2.

Mise en évidence de l'influence de la teneur en carbone par comparaison des graphiques n°12, 13, 14 ci-dessus, avec les graphiques n°9, 10, 11.

On observe que l'accroissement des contraintes de rupture est du même ordre dans les deux cas. Cependant, après trempe isotherme, la résistance du fil de diamètre 5,1 mm est plus faible que celle du fil de diamètre 2,9 mm (graphique n°1). Cette particularité résulte de la légère variation de la teneur en carbone et surtout des différences de diamètre du fil de départ : la résistance sur fil augmentant lorsque le diamètre diminue.

### 3-3 Influence de la teneur en carbone.(graphiques n°12, 13 et 14)

Ces graphiques traduisent les variations des caractéristiques sur un fil patenté au diamètre de 5 mm, la température du plomb étant de 530°, et répondant à la composition :

C = 0,725 %    Mn = 0,585 %    Si = 0,29 %    S = 0,024 %    P = 0,013 %

On remarque que la courbe de résistance présente un point d'inflexion pour un écrouissage voisin de 80 %.

## 4 - EVOLUTION DES CARACTERISTIQUES PAR VIEILLISSEMENT NATUREL ET PAR VIEILLISSEMENT ARTIFICIEL ACCELERE

4-1 L'acier qui nous a servi pour ces essais a la composition :

C = 0,69 %    Mn = 0,565 %    Si = 0,29 %    S = 0,029 %    P = 0,013 %

et a été patenté à 490° au diamètre de 2,85 mm.

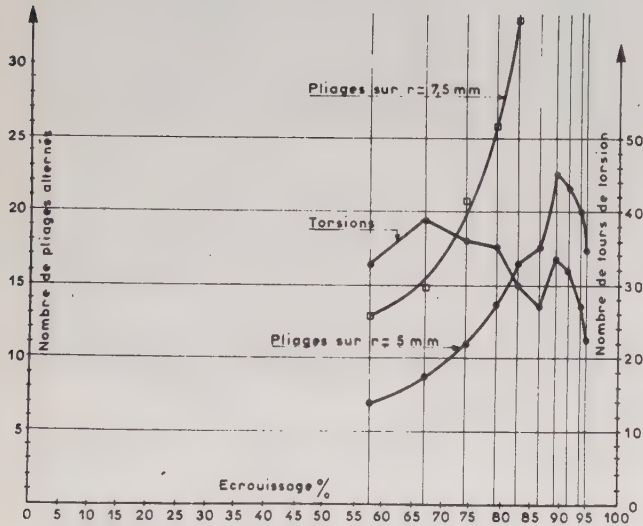
Les résultats d'essais sur fils non vieillis figurent sur les graphiques n°15, 16 et 17.

Le vieillissement artificiel a consisté à porter les fils à une température de 460°C pendant 0,5 seconde tandis que le vieillissement naturel s'est prolongé pendant une durée de 6 mois.

L'évolution des caractéristiques à l'issue du vieillissement artificiel et du vieillissement naturel apparaît respectivement sur les graphiques n°18, 19, 20 et 21, 22, 23.

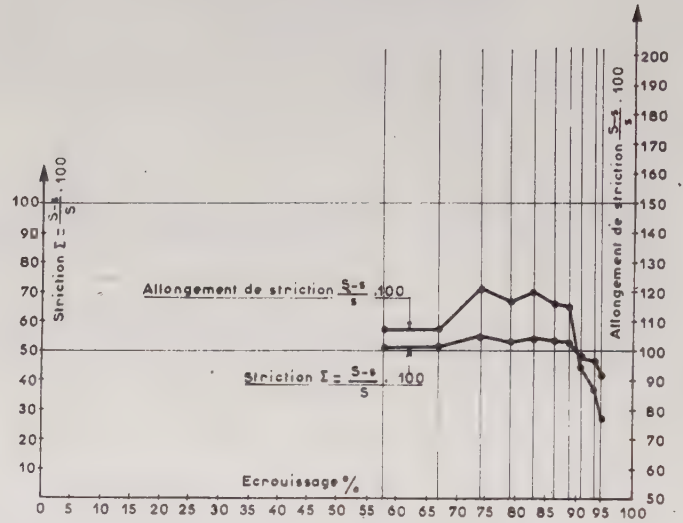
GRAPHIQUE N° 13

Composition chimique  $\begin{cases} C = 0,725\% \\ Mn = 0,585\% \end{cases}$   
 Tréfilage de 5 à 3,25mm, puis de 3,25 à 1,18 en 9 passes  
 Patentage à 5mm  $\begin{cases} \text{Four } 850-900-950-920^\circ \\ \text{Plomb } 530^\circ \end{cases}$



GRAPHIQUE N° 14

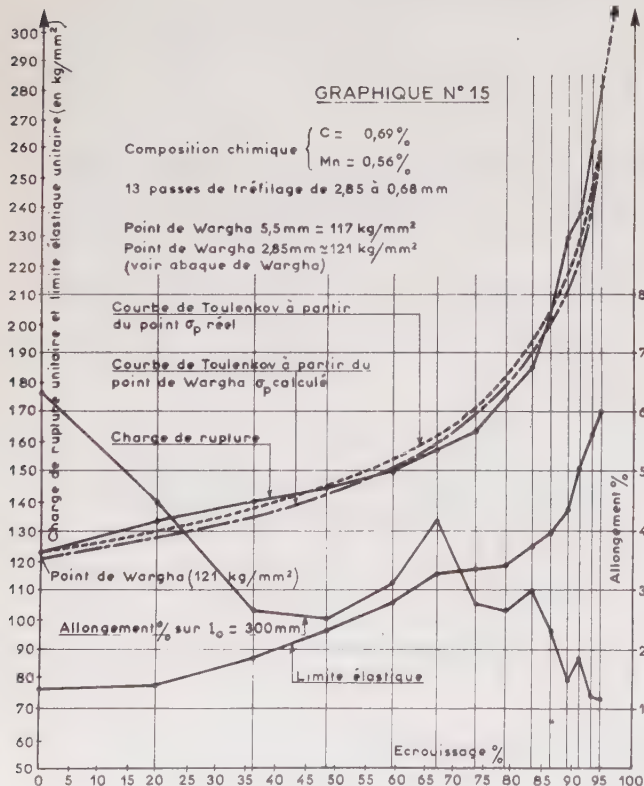
Composition chimique  $\begin{cases} C = 0,725\% \\ Mn = 0,585\% \end{cases}$   
 Tréfilage de 5 à 3,25mm, puis de 3,25 à 1,18mm  
 Patentage à 5mm  $\begin{cases} \text{Four } 850-900-950-920^\circ \\ \text{Plomb } 530^\circ \end{cases}$



GRAPHIQUE N° 15

Composition chimique  $\begin{cases} C = 0,69\% \\ Mn = 0,56\% \end{cases}$   
 13 passes de tréfilage de 2,85 à 0,68 mm

Point de Wargha 5,5mm  $\approx 117 \text{ kg/mm}^2$   
 Point de Wargha 2,85mm  $\approx 121 \text{ kg/mm}^2$   
 (voir abaque de Wargha)



GRAPHIQUE N° 16

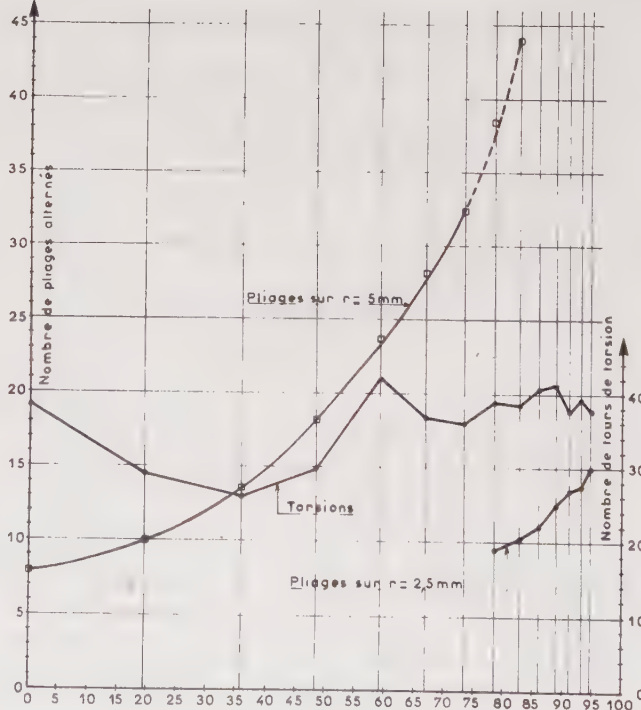


Fig. 16 - Mise en évidence de l'influence de la teneur en carbone par comparaison des graphiques n°12, 13, 14 ci-dessus, avec les graphiques n°9, 10, 11. Mise en évidence de l'influence du vieillissement naturel graphiques n°21, 22, 23, du vieillissement artificiel par revenu à  $460^\circ$  graphiques n°18, 19, 20, par comparaison avec les graphiques n°15, 16, 17.

4-2 On peut remarquer que par rapport aux fils récemment écrouis, le vieillissement artificiel provoque les variations suivantes dans les caractéristiques :

#### Charges de rupture

Le vieillissement artificiel entraîne une légère augmentation de la charge de rupture pour les écrouissages inférieurs à 85 %. Au-delà de cette valeur la charge de rupture des fils vieillis est plus faible que celle des fils écrouis.

#### Contrainte de la limite élastique

Le relèvement de la contrainte de la limite élastique est sensible jusqu'à 83 % d'écrouissage. On remarque ensuite une chute marquée de la limite élastique qui ramène pratiquement les caractéristiques des fils vieillis au même niveau qu'avant vieillissement.

#### Allongement %

Les allongements sur fils vieillis sont améliorés en moyenne de 3 à 4 points.

#### Pliages alternés

La relation déjà mentionnée entre les allongements de striction et les nombres de pliages est vérifiée dans le cas de ces essais. On constate en effet, que les résultats relatifs aux fils vieillis sont moins bons que ceux qui correspondent aux fils non traités à l'exception des diamètres correspondant à 86 % et 93 % d'écrouissage, c'est-à-dire, aux pointes constatées dans le graphique des allongements de striction.

#### Nombre de tours de torsion

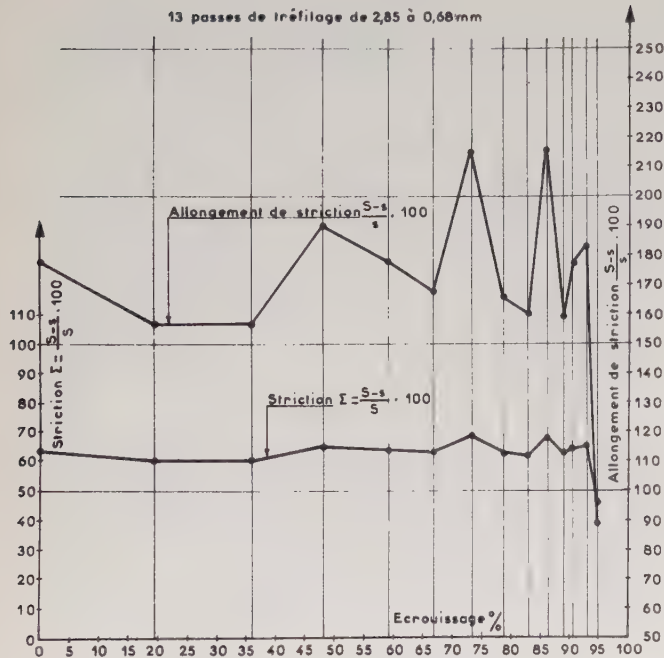
L'influence du vieillissement sur le nombre de tours de torsion est plutôt défavorable sauf pour un taux d'écrouissage de 93 % qui correspond à l'une des pointes constatées dans la courbe des allongements de striction.

#### Surécrouissage

Les effets du surécrouissage paraissent légèrement atténués par le vieillissement tout au moins en ce qui concerne les caractéristiques de pliages alternés.

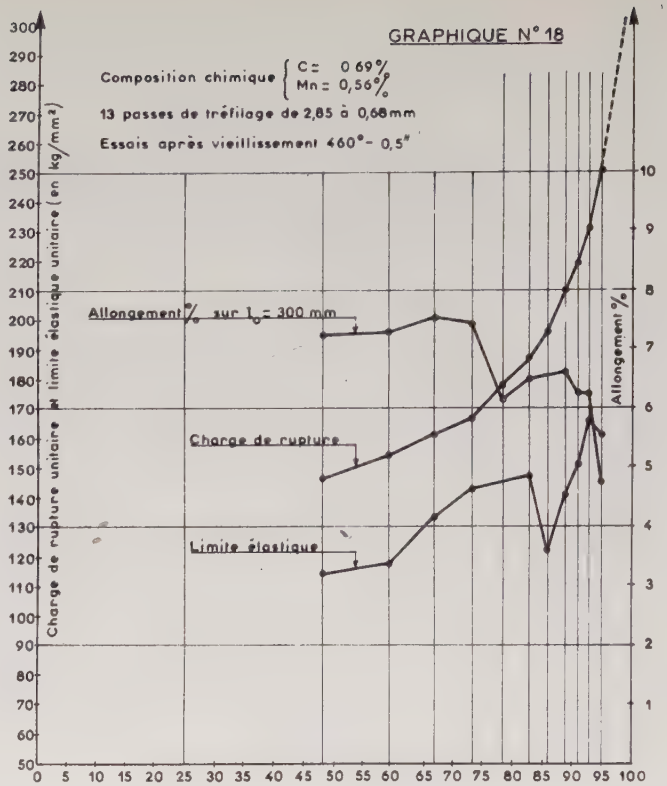
GRAPHIQUE N° 17

Composition chimique  $\begin{cases} C = 0,69\% \\ Mn = 0,56\% \end{cases}$   
13 passes de tréfilage de 2,85 à 0,68 mm



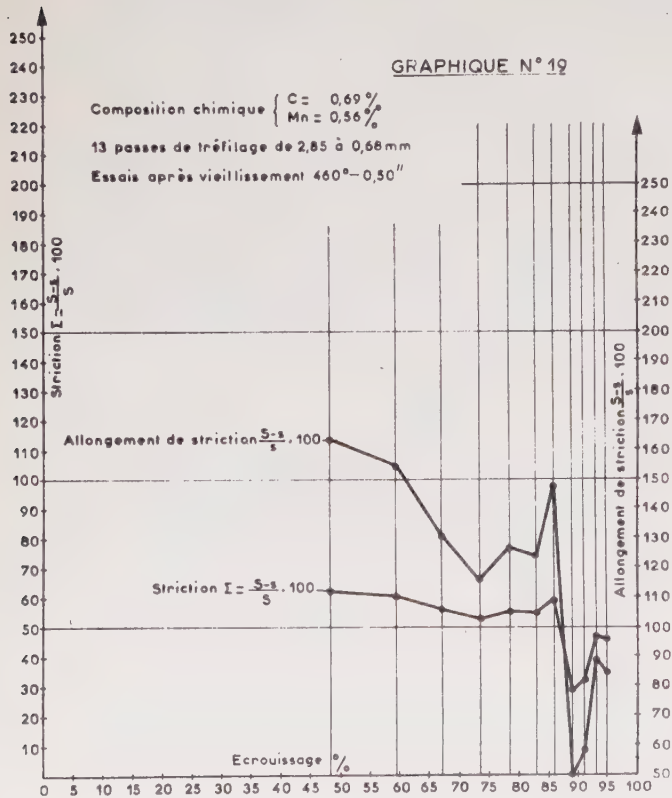
GRAPHIQUE N° 18

Composition chimique  $\begin{cases} C = 0,69\% \\ Mn = 0,56\% \end{cases}$   
13 passes de tréfilage de 2,85 à 0,68 mm  
Essais après vieillissement  $460^\circ - 0,5''$



GRAPHIQUE N° 19

Composition chimique  $\begin{cases} C = 0,69\% \\ Mn = 0,56\% \end{cases}$   
13 passes de tréfilage de 2,85 à 0,68 mm  
Essais après vieillissement  $460^\circ - 0,50''$



GRAPHIQUE N° 20

Composition chimique  $\begin{cases} C = 0,69\% \\ Mn = 0,56\% \end{cases}$   
13 passes de tréfilage de 2,85 à 0,68 mm  
Essais après vieillissement  $460^\circ - 0,5''$

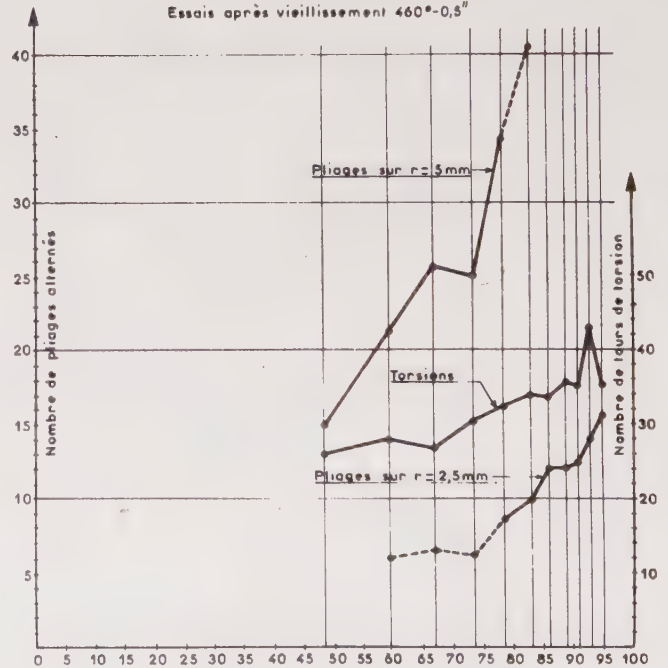


Fig. 17 - Mise en évidence de l'influence du vieillissement naturel graphiques n° 21, 22, 23 ; du vieillissement artificiel par revenu à  $460^\circ$  graphiques n° 18, 19, 20 ; par comparaison avec les graphiques n° 15, 16, 17.

4-3 Les effets du vieillissement naturel sont beaucoup moins marqués que ceux du vieillissement artificiel et peuvent se résumer comme suit :

#### Contrainte de rupture

Par rapport aux fils écrouis et non vieillis, les charges de rupture sont légèrement augmentées jusque vers 75 % d'écrouissage, tandis que le phénomène s'inverse au-delà.

#### Allongement %

Les allongements sur fils vieillis naturellement sont améliorés jusqu'à 35 % d'écrouissage tandis que l'avantage est aux fils non vieillis au-delà de cette valeur.

On ne retrouve donc pas les accroissements d'allongements constatés sur fils vieillis artificiellement, accroissements qui intéressaient toute la gamme d'écrouissage.

#### Pliages alternés et nombres de tours de torsion

Les différences que l'on peut constater entre les résultats sur fils vieillis naturellement, et sur fils non vieillis, sont faibles et peuvent être mises sur le compte de la dispersion, surtout en ce qui concerne les nombres de tours de torsion.

### 5 - EXPRESSION ANALYTIQUE DES COURBES DE RESISTANCE A LA RUPTURE EN FONCTION DU TAUX D'ECROUISSAGE

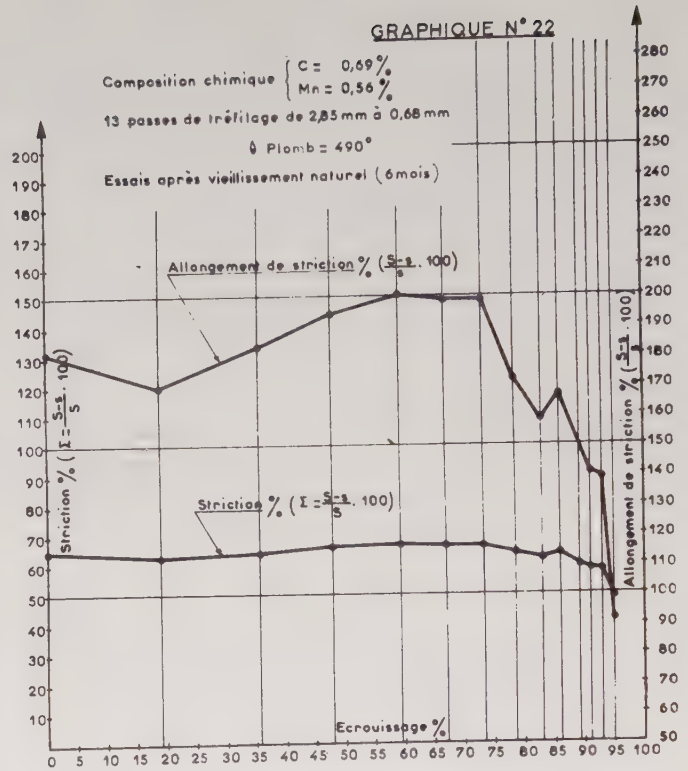
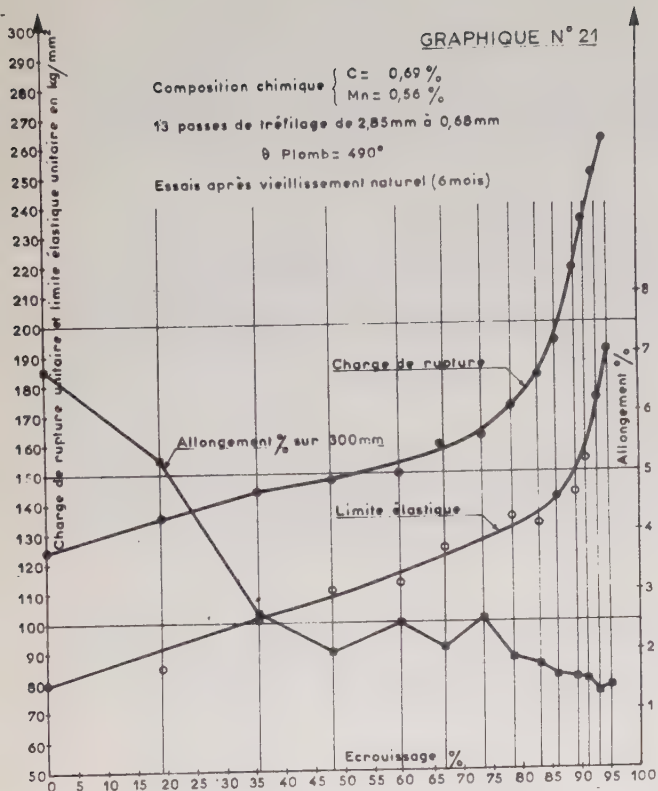
Plusieurs auteurs ont essayé d'exprimer la relation entre la charge de rupture des fils patentés  $\sigma_p$  et le taux d'écrouissage.

C'est l'expression donnée par TOULENKOV, qui d'application très simple, s'adapte le mieux à nos essais.

Elle s'exprime sous la forme :

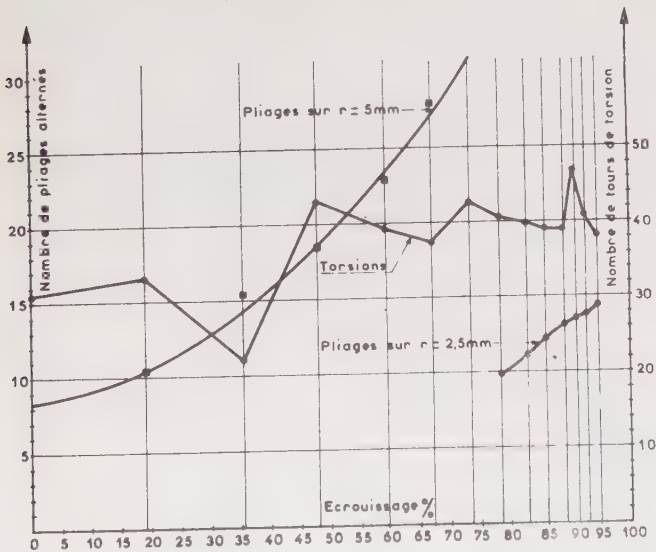
$$\Delta\sigma = \sigma_p \left( \sqrt{\frac{D}{d}} - 1 \right)$$

D et d étant respectivement le diamètre initial et le diamètre final considéré.  $\Delta\sigma$  : augmentation de la contrainte de rupture.



**GRAPHIQUE N° 23**

Composition chimique  $\begin{cases} C = 0,69\% \\ Mn = 0,56\% \end{cases}$   
 13 passes de tréfilage de 2,85 à 0,68 mm  
 $\theta$  Plomb = 490°  
 Essais après vieillissement naturel (6 mois)



**Fig. 18** - Evolution des caractéristiques par vieillissement naturel et par vieillissement artificiel accéléré.

On voit que cette formule fait intervenir la composition chimique du fil et le traitement thermique par le terme  $\sigma_p$ , l'écrouissage global par le terme  $\sqrt{\frac{D}{d}}$ , mais ne tient pas compte du coefficient d'écrouissage partiel entre chaque passe.

Le graphique n°19, sur lequel nous avons porté les courbes théoriques déduites des formules de POTEMKINE, de PETROV et de TOULENKOV, montre effectivement que la formule de TOULENKOV est celle qui se rapproche le plus de nos résultats expérimentaux.

#### 5-1 Formule de WARGHA (20)

L'application de la formule précédente au calcul de la résistance unitaire des fils tréfilés montre qu'il est nécessaire de connaître la résistance unitaire du fil de départ.

Celle-ci peut être déterminée par la formule de WARGHA qui s'exprime par la relation suivante, valable pour un fil patenté au diamètre de 5,5 mm dans un bain de plomb à 500° :

$$\sigma_p(5,5) = 35 + L + 33,7 \text{ Mn} + 20,8 \text{ Si} + 78 \text{ P} + 7,8 \text{ Cu}$$

L est un terme faisant intervenir le pourcentage de carbone :

$$L = 127 (C - 0,25) \quad \text{pour } C > 0,25 \%$$

$$L = 26,4 (C - 0,25) \quad \text{pour } C < 0,25 \%$$

En fait la correction à apporter à la valeur de  $\sigma_p(5,5)$  dépend non seulement du diamètre mais aussi de la résistance de départ et l'abaque de WARGHA couvre toute la gamme des diamètres de départ compris entre 1 et 10 mm et celle des résistances de départ comprises entre 45 et 150 kg/mm<sup>2</sup>.

A titre de simplification, nous pensons qu'il est suffisant pour les fils courants ( $90 < \sigma_p < 140 \text{ kg/mm}^2$ ) de tenir compte du diamètre patenté en agissant sur le premier terme de la formule précédente. Ce premier terme ne serait donc plus fixe mais dépendrait du diamètre initial comme indiqué au tableau ci-après dont les chiffres représentent des valeurs moyennes tirées des normogrammes de WARGHA.

| Diamètre du fil de départ (mm)                         | 10 | 8    | 6    | 5,5 | 5    | 4    | 3  | 2  | 1  |
|--------------------------------------------------------|----|------|------|-----|------|------|----|----|----|
| Valeur du 1er terme de $\sigma_p$ ( $\text{kg/mm}^2$ ) | 32 | 33,2 | 34,5 | 35  | 35,5 | 36,5 | 38 | 42 | 50 |

Cette simplification se justifie par le fait que pour des fils de diamètres usuels ( $2 < \phi < 6$  mm) et des résistances courantes ( $90 < \sigma_p < 140$ ) l'écart théorique entre la valeur moyenne ci-dessus et la valeur vraie n'excède pas 3 kg/mm<sup>2</sup>, ce qui est suffisant compte tenu de la précision avec laquelle est connue la composition chimique du fil.

En réalité, l'application à nos essais de la formule de WARGHA et de son terme correctif nous a donné des valeurs de résistance un peu faibles tant pour le diamètre de base de 5,5 mm que pour les diamètres plus petits.

A notre avis le premier terme de la formule, fixé à 35 pour les fils de 5,5 mm, semble un peu faible puisqu'il conduit à une résistance de 35 kg/mm<sup>2</sup> pour un fil à 0,25 % de carbone patenté au diamètre de 5,5 mm et ne contenant pas d'autres éléments d'addition. A ce sujet rappelons que la formule d'OSMOND et WERTH :

$$R_{\text{kg/mm}^2} = 26 + 46,5 C + 21 \text{ Mn} + 11 \text{ Si} + 65 \text{ P}$$

donnerait, pour un acier Martin recuit de même composition, une résistance de 37,6 kg/mm<sup>2</sup>.

De plus, le facteur correctif destiné à tenir compte du diamètre de départ paraît légèrement faible par rapport à nos résultats d'essais.

Pour les fils les plus courants de 2 à 5,5 mm, nous pensons que l'on pourrait prendre les valeurs corrigées suivantes pour le premier terme de la formule de WARGHA.

|                                            |     |      |     |    |      |    |      |    |
|--------------------------------------------|-----|------|-----|----|------|----|------|----|
| Ø du fil de départ                         | 5,5 | 5    | 4,5 | 4  | 3,5  | 3  | 2,5  | 2  |
| valeur corrigée du<br>1er terme $\sigma_p$ | 40  | 40,5 | 41  | 42 | 43,5 | 45 | 46,5 | 49 |

5-2 Combinaison des formules de WARGHA et TOULENKOV

| Composition chimique<br>de l'acier |      |      |       | temp.<br>du<br>plomb | Ø<br>initial | Ø<br>final | contrainte de<br>rupture sur<br>fil patenté<br>(kg/mm <sup>2</sup> ) |               | contrainte de<br>rupture sur<br>fil terminal<br>(kg/mm <sup>2</sup> ) |               |
|------------------------------------|------|------|-------|----------------------|--------------|------------|----------------------------------------------------------------------|---------------|-----------------------------------------------------------------------|---------------|
| C %                                | Mn % | Si % | P %   |                      |              |            | réelle                                                               | calcu-<br>lée | réelle                                                                | calcu-<br>lée |
| 0,85                               | 0,54 | 0,19 | 0,02  | 480°                 | 1,82         | 0,50       | 149                                                                  | 150           | 288                                                                   | 286           |
| 0,85                               | 0,54 | 0,19 | 0,02  | 540°                 | 1,82         | 0,50       | 141                                                                  | 150           | 275                                                                   | 286           |
| 0,69                               | 0,70 | 0,23 | 0,027 | 530°                 | 2,9          | 0,92       | 127                                                                  | 131           | 227                                                                   | 232           |
| 0,69                               | 0,56 | 0,29 | 0,013 | 490°                 | 2,85         | 0,90       | 123                                                                  | 127           | 232                                                                   | 226           |
| 0,68                               | 0,70 | 0,23 | 0,018 | 530°                 | 5,1          | 1,61       | 123                                                                  | 124           | 218                                                                   | 220           |
| 0,61                               | 0,46 | 0,28 | 0,017 | 490°                 | 3,2          | 1,25       | 118                                                                  | 113,5         | 190                                                                   | 182           |
| 0,60                               | 0,70 | 0,22 | 0,027 | 480°                 | 5            | 2          | 115                                                                  | 114,5         | 192                                                                   | 181           |
| 0,58                               | 0,64 | 0,22 | 0,026 | 490°                 | 3,2          | 0,85       | 109                                                                  | 112           | 223                                                                   | 215           |
| 0,50                               | 0,58 | 0,28 | 0,016 | 480°                 | 3,2          | 0,95       | 110                                                                  | 104           | 195                                                                   | 190           |
| 0,42                               | 0,70 | 0,30 | 0,024 | 460°                 | 5            | 1,5        | 92                                                                   | 92,5          | 175                                                                   | 169           |

La formule de WARGHA, modifiée comme indiqué ci-dessus et combinée avec la formule de TOULENKOV, permet de prédéterminer les variations de résistance des fils tréfilés en fonction du diamètre de départ et du diamètre d'arrivée.

L'application à différentes coulées, ayant des teneurs en carbone variant de 0,4 à 0,75 % est relativement bonne ainsi qu'on peut le constater dans le tableau ci-dessus relatif à 10 nuances de fils, dont les températures de trempe sont voisines de la température à laquelle se réfère la formule de WARGHA (500°C).

## 6 - DETERMINATION DU DIAMETRE INITIAL DU FIL ET DE LA NUANCE D'ACIER PERMETTANT D'OBTENIR UN FIL DE DIAMETRE ET DE RESISTANCE DONNES

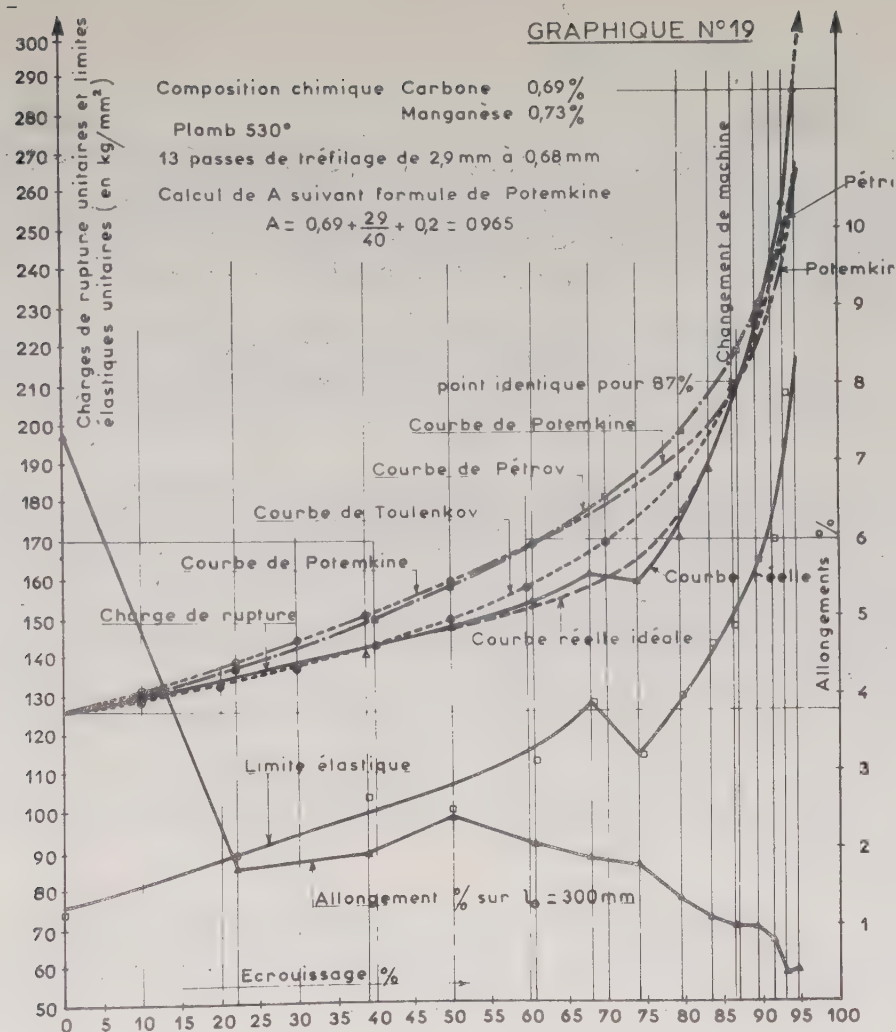
6-1 La solution proposée par BONZEL (18) à ce problème se résume comme suit :

a) Eviter des réductions de section excessives ; ne pas dépasser les proportions suivantes en fonction de la teneur en carbone :

| Teneur en carbone %             | 0,75 | 0,60 | 0,50 | 0,40 |
|---------------------------------|------|------|------|------|
| Réduction de section maximale % | 80   | 85   | 88   | 92   |

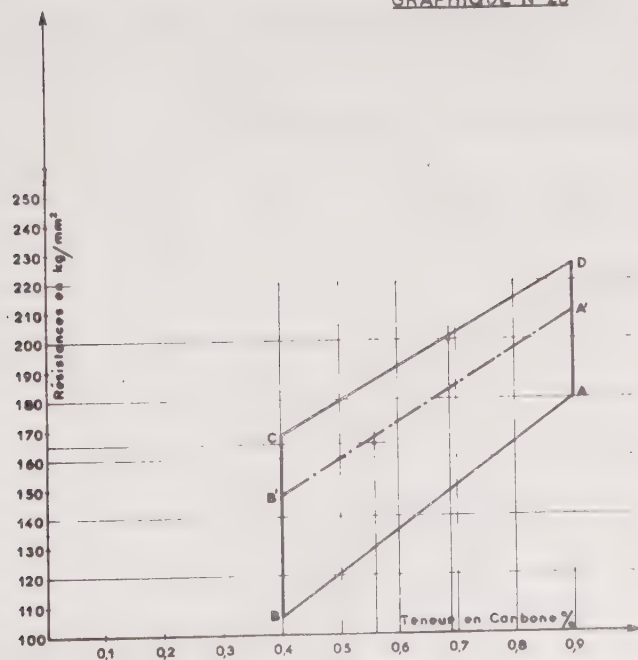
b) Préférer les teneurs en carbone élevées, afin de n'avoir à forcer ni le degré d'écrouissage ni le durcissement demandé au traitement.

6-2 Du point de vue des performances pures, c'est-à-dire, en négligeant le facteur prix de revient, nos propres essais confirment les valeurs proposées par BONZEL bien qu'il nous semble possible de pousser le taux d'écrouissage des aciers un peu au-delà des valeurs limites indiquées par cet auteur (80 % pour un acier à 0,9 % de carbone).



**Graphique n°19** - Application des formules de Potemkine, de Petrov et de Touloukov au tracé des caractéristiques de résistance à la rupture en fonction du taux d'écroutissage.

**GRAPHIQUE N°20**



**Graphique n°20** -

Choix de la teneur en carbone d'un fil en fonction de la résistance à la rupture à obtenir.

En outre, nous pensons qu'une valeur minimale d'écrouissage (50 % environ) est également désirable puisque nos essais ont fait ressortir que les caractéristiques d'allongement et de torsion diminuent au cours des premières passes de tréfilage pour remonter ensuite.

Ces considérations permettent de tracer le graphique n°20 des contraintes de rupture limites, supérieure et inférieure, pouvant être obtenues en fonction d'une certaine teneur en carbone.

Bien entendu, le contour du diagramme pourra être resserré en fonction des caractéristiques particulières d'installation et des conditions imposées par l'obtention d'un prix de revient minimum. Le prix plus élevé des aciers à haute teneur en carbone pourra conduire, notamment à diminuer la fourchette de carbone, ce qui revient à déplacer la ligne AB du contour A'B'.

6-3 Il est alors possible de déterminer la nuance d'acier et le diamètre initial correspondant à l'exécution d'un fil de diamètre et de résistance donnés.

Prenons par exemple, le cas d'un fil devant avoir une résistance de 200 kg/mm<sup>2</sup> pour un diamètre de 1 mm. Le graphique précité indique que la teneur en carbone doit être comprises entre 0,67 et 0,9 %.

Si l'on dispose sur parc d'une coulée ayant la composition :

C = 0,69 %    Mn = 0,70 %    Si = 0,23 %    S = 0,016 %    P = 0,027 %

on pourra tabler sur une résistance unitaire après traitement thermique

$\sigma_p = 126,5$  kg/mm<sup>2</sup> pour un fil de 5,5 mm, ce qui permettra de déterminer le diamètre initial D par la relation de TOULENKOV :

$$\frac{\sigma_p + \Delta\sigma}{\sigma_p} = \frac{\sigma_R}{\sigma_P} = \sqrt{\frac{D}{d}} = \frac{200}{126,5} = 1,58$$

$$\text{soit } \frac{D}{d} = 1,58^2 = 2,5$$

$$\text{et } D = 1 \times 2,5 = 2,5 \text{ mm}$$

$$\text{En réalité } \sigma_p(2,5) \simeq \sigma_p(5,5) + 6,5 = 133 \text{ kg/mm}^2$$

$$\text{d'où} \quad \sqrt{\frac{D}{d}} = \frac{200}{133} = 1,504 \quad \frac{D}{d} = 2,26$$

$$\text{et} \quad D = 1 \times 2,26 = 2,26 \text{ mm}$$

On fera donc le traitement thermique isotherme à partir d'un fil choisi à un diamètre voisin de 2,26 mm.

On verrait de même qu'un fil de 1,6 mm ayant une résistance de 165 kg/mm<sup>2</sup> pourra être obtenu avec un acier de composition C = 0,56 %, Mn = 0,50 %, et Si = 0,25 %, à partir d'un diamètre de patentage égal à 4,1 mm.

## CHAPITRE IV

### ESSAIS D'ENDURANCE PAR TORSIONS ALTERNÉES

#### 1 - INTRODUCTION

Les essais d'endurance permettent de déterminer le comportement des éprouvettes de métal sous des sollicitations périodiques analogues à celles qui se produisent dans la pratique.

La rupture s'effectue sans allongement précurseur. La cassure présente deux zones : une zone lisse et une zone d'arrachement instantanée finale (21).

FREUDENTHAL (22) considérant la dispersion inévitable des résultats, estime nécessaire d'essayer au moins six éprouvettes pour déterminer la durée moyenne de vie correspondante.

Notre étude a eu pour objectif de chercher la relation entre l'énergie que les pièces peuvent transmettre avant rupture et leur taux d'écrouissage préalable

CRUSSARD (23) signale que l'écrouissage élève la résistance à la fatigue des métaux. Nous avons voulu vérifier la validité de cette relation pour des taux d'écrouissage très importants.

Les essais d'endurance ont été réalisés en torsion alternée sur une machine inspirée de celle construite par Monsieur le Professeur RAVILLY de l'Ecole Nationale Supérieure de Mécanique de Nantes (24)

Cette nouvelle machine d'essais construite à l'INSA comprend de plus :

- la possibilité de faire varier l'angle de torsion imposé au fil;
- la possibilité de mesurer le couple appliqué au fil à l'aide de jauges de déformation,
- la possibilité d'obtenir le cycle d'hystérésis par enregistrement de l'angle de torsion à une extrémité du fil et du couple de torsion à l'autre extrémité.

## 2 - LE FROTTEMENT INTERNE DANS LES METAUX

Le frottement interne est la propriété que possède un corps solide de dissiper de l'énergie sous forme de chaleur quand il subit des contraintes alternées.

L'énergie dissipée dépend essentiellement de la contrainte maximale, les résultats sont différents selon que les amplitudes des déformations sont petites ou grandes (25).

Dans le cas de faibles amplitudes, la dissipation provient des phénomènes de diffusion thermique et atomique ; dans ce cas, le frottement interne est une fonction du diamètre moyen des grains.

Dans le cas de grandes amplitudes, la contrainte provoque une rupture d'équilibre dans les zones où il existe des dislocations. Ces dislocations se propagent avec leur vitesse propre en absorbant de l'énergie, sans suivre la variation de la contrainte dont elles deviennent indépendantes, il s'agit d'un phénomène irréversible, mais non cyclique comme la diffusion.

Le frottement interne augmente rapidement quand la température s'élève, par l'augmentation des phénomènes de diffusion, et par la libération croissante des dislocations.

En ce qui concerne l'influence de la structure, aux grandes déformations pour les métaux écrouis, les dislocations sont bloquées par les tensions internes, le frottement intérieur reste faible et à peu près indépendant de la grosseur des grains. La présence de fissures ou de défauts internes accroît la capacité d'amortissement.

L'amplitude ( $x$ ) de la vibration traduit son influence sur le frottement interne par la variation du coefficient  $K$ , qui indique la diminution relative d'énergie par cycle (fig. 21). A mesure que l'amplitude diminue, le frottement interne tend à devenir indépendant de l'amplitude, mais il ne devient jamais nul.

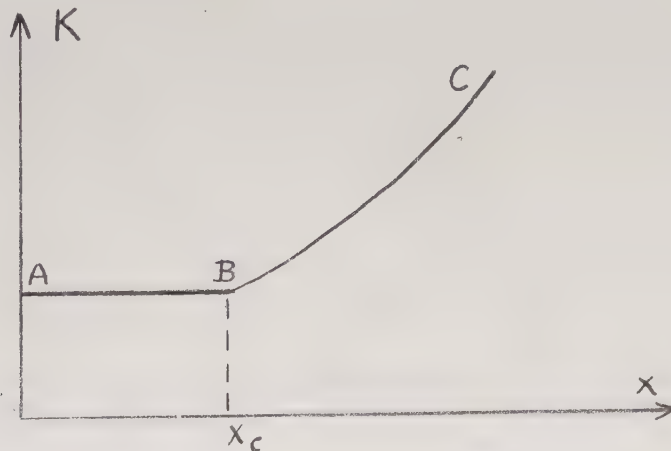


Figure 21 - Variation du coefficient d'amortissement  $K$  en fonction de l'amplitude  $x$

En-dessous de l'amplitude critique, interviennent surtout les processus cycliques de diffusion thermique ou atomique ; au-delà de  $x_c$  apparaît la libération des dislocations instables créées en nombre de plus en plus grand quand l'amplitude augmente.

La capacité d'amortissement est extraordinairement sensible à l'écrouissage.

Les métaux à forte capacité d'amortissement sont, le plus souvent, des métaux à faible module d'élasticité et à charge de rupture relativement basse (25).

Le frottement interne peut s'exprimer en terme de décroissement  $\delta$  d'oscillation.  $\delta$  est le rapport de la variation d'amplitude de deux vibrations successives à la valeur moyenne de cette amplitude :

$$\delta = \frac{2(x_1 - x_2)}{x_1 + x_2}$$

Si l'amortissement est faible, on détermine  $\delta$  en observant la décroissance de  $x_1$  à  $x_n$ , des  $n$  premières oscillations ; on prendra alors :

$$\delta = \frac{2}{n} \cdot \frac{x_1 - x_n}{x_1 + x_n}$$

On peut utiliser, pour caractériser le frottement interne, le décrément logarithmique :  $\delta = \frac{1}{n} \cdot \ln \frac{x_1}{x_n}$

Nous avons mesuré le décrément d'oscillation  $\delta$  au pendule de torsion avec une fréquence de 1 hertz et des déformations allant jusqu'à  $0,5 \cdot 10^{-2}$ . Les résultats ne sont pas reproductibles lorsqu'on change d'échantillon pourtant théoriquement identique. Toutefois, pour cette fréquence et dans cette plage de déformation, le décrément d'oscillation pour des fils d'acier écrouis entre 0 et 93 % se situe entre  $10^{-1}$  et  $10^{-2}$ .

Une autre expression du frottement interne est la diminution relative d'énergie par cycle :

$$K = \frac{dW}{W}$$

dans laquelle  $dW$  est l'énergie dissipée en frottement interne dans chaque cycle de déformation et  $W$  l'énergie potentielle du système quand la déformation est maximale.

L'énergie potentielle élastique est de la forme :

$$W = A x_0^2 \quad dW = 2 A x_0 dx$$

$$K = \frac{2 A x_0 dx}{A x_0^2} = \frac{2 dx}{x_0}$$

d'où  $K = 2 \delta$

$dW$  représente la surface du cycle d'hystérésis mécanique (fig. 22).

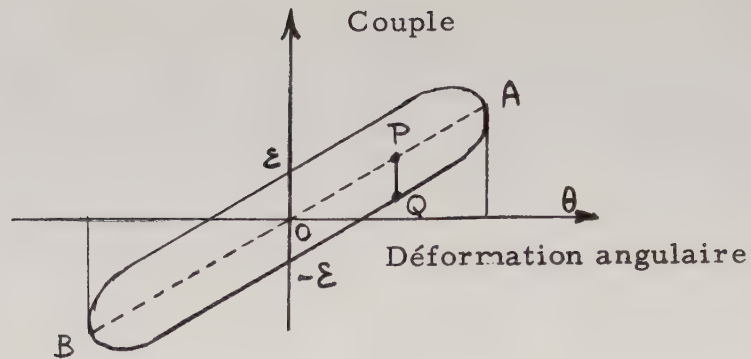


Figure 22 - Cycle d'hystérésis

Soit  $M$  le couple appliqué,  $\theta$  la déformation ; si on considère que le travail du frottement est nul, le diagramme qui représente  $M$  en fonction de  $\theta$  est une droite  $AB$ .

En réalité nous avons un cycle d'hystérésis.

Nous verrons, paragraphe 3-1, que le mouvement de torsion imposé au fil est sensiblement sinusoïdal.

Si  $P$  est un point de la droite  $AB$ , cette droite de pente  $k$  est représentée paramétriquement par  $\theta = \theta_0 \cdot \sin \omega t$ , d'où l'expression du moment :  $M_p = k \cdot \theta_0 \sin \omega t$

Si  $Q$  est le point correspondant du cycle d'hystérésis  $\overline{PQ} = -\varepsilon \cdot \cos \omega t$ , on représente le cycle d'hystérésis par :

$$\theta = \theta_0 \cdot \sin \omega t, \quad \text{et} \quad M = k \cdot \theta_0 \sin \omega t - \varepsilon \cos \omega t$$

Cette expression du couple peut se mettre sous la forme :

$$M = M_0 \cdot \sin (\omega t - \varphi)$$

En faisant l'hypothèse que les forces de frottement interne exercent un couple résistant proportionnel à la vitesse, comme le font ZENER (26), TIMOSHENKO (27), on peut écrire :

$$\varepsilon \cos \omega t = f \cdot \frac{d\theta}{dt}$$

L'énergie dissipée en frottement interne dans le fil peut s'écrire :

$$\int f \cdot \frac{d\theta}{dt} \cdot d\theta$$

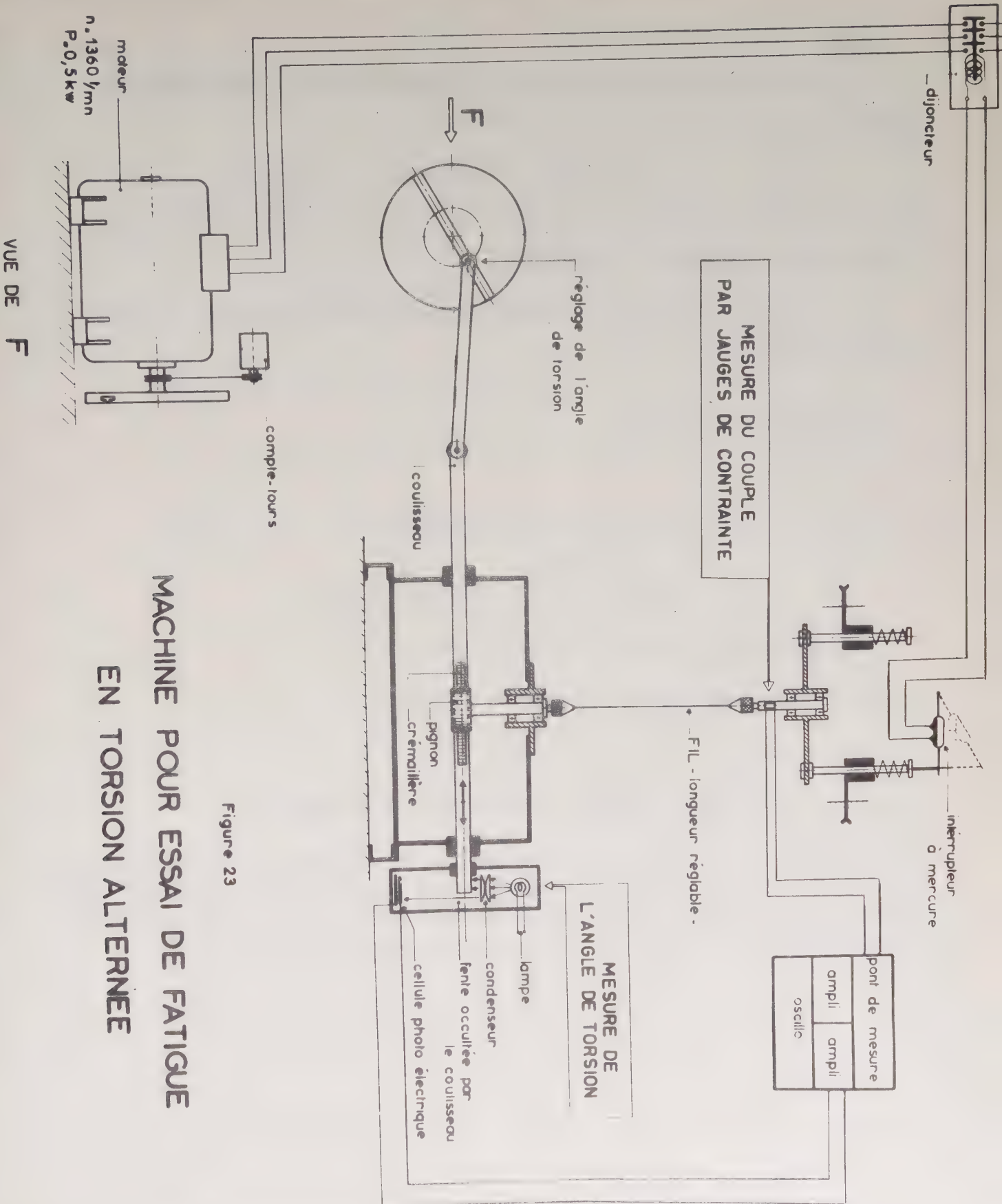


Figure 23

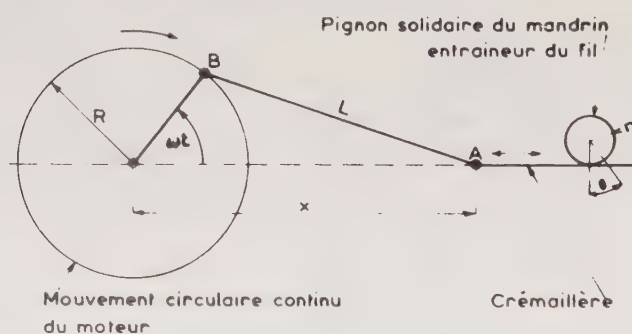
# MACHINE POUR ESSAI DE FATIGUE EN TORSION ALTERNÉE

### 3 - ETUDE ET REALISATION D'UNE MACHINE DE TORSION ALTERNEE DES FILS

- La partie inférieure comporte le moteur d'entraînement et la chaîne cinématique qui transforme le mouvement continu de rotation du moteur en un mouvement de rotation alternée, et les organes de mesure des élongations angulaires.

- La partie supérieure comprend les organes de mesure des couples appliqués aux fils.

#### 3-1 Etude cinématique



#### ETUDE CINEMATIQUE DU MOUVEMENT

Il s'agit de transformer le mouvement circulaire continu du moteur en un mouvement circulaire alternatif du mandrin entraîneur du fil, ceci en passant par l'intermédiaire du mouvement rectiligne alternatif de la crémaillère qui engrène sur le pignon solidaire du mandrin.

Si nous appelons :

$r$  = rayon primitif du pignon = 18,75 mm

$x$  = distance OA

$R$  = rayon de la manivelle

$\omega$  = vitesse angulaire du moteur avec  $N = 1370$  t/mn

$\mathcal{E} = R/L$  , avec  $L$  = longueur de la bielle = 152 mm

pour  $t = 0$   $\omega t = 0$   $x = L + R$

On a  $L^2 = x^2 + R^2 - 2Rx \cdot \cos \omega t$

$$x = R \cos \omega t + \sqrt{L^2 - R^2 \sin^2 \omega t} = R \cos \omega t + L \sqrt{1 - \mathcal{E}^2 \sin^2 \omega t}$$

$\mathcal{E}$  étant petit, on limite le développement de la racine à ses deux premiers termes,

$$\text{d'où } x = L + R \cos \omega t - \frac{R \cdot \mathcal{E}}{2} \sin^2 \omega t$$

Le mouvement est sensiblement sinusoïdal.

La vitesse de déplacement de la crémaillère est :

$$V_A = R \omega \left[ -\sin \omega t - \mathcal{E} \sin \omega t \cdot \cos \omega t \right] = R \omega \left[ -\sin \omega t - \frac{\mathcal{E}}{2} \sin 2 \omega t \right]$$

L'accélération de la crémaillère :

$$\gamma_A = R \cdot \omega^2 \left[ -\cos \omega t - \mathcal{E} \cos 2 \omega t \right], \text{ dont le maximum en valeur absolue est obtenu pour } t = 0 \quad \gamma_{A \max} = R \omega^2 \left( 1 + \frac{R}{L} \right)$$

Le rayon  $R$  de la manivelle correspond à un angle de

$$\text{torsion } \theta \text{ donné : } R = \theta \cdot r \cdot \frac{1}{1 - \cos \omega t + \frac{\mathcal{E}}{2} \sin^2 \omega t}$$

Pour modifier la contrainte appliquée au fil, on peut soit faire varier l'angle de torsion, soit modifier la longueur du fil.

A partir de l'étude cinématique nous avons pu calculer les dimensions des différents organes, pour pouvoir essayer des fils allant jusqu'à 6 mm de diamètre.

### 3-2 Dispositif de mesure du couple de torsion

Sur le mandrin supérieur sont montées deux jauges de contraintes formant un demi-pont de mesure.

La partie supérieure de la machine est isolée du moteur pour éviter que les vibrations ne perturbent le signal enregistré.

L'étalonnage du dynamomètre a été réalisé statiquement, il consistait à trouver la relation entre le couple de torsion du fil et l'amplitude de la courbe obtenue sur l'oscilloscope.

### 3-3 Enregistrement des angles de torsion

Le but de cette mesure de l'angle de torsion à l'extrémité mobile du fil est la détermination de l'énergie dissipée avec le cycle d'hystérésis.

L'extrémité libre de la crémaillère se déplace devant une fente et occulte un faisceau lumineux. L'éclairement de la cellule photo-électrique est proportionnel à l'angle de torsion de l'éprouvette.

### 3-4 Enregistrement

Nous pouvons utiliser un ensemble "VIBRO-METTER" comprenant un pont de mesure, deux préamplificateurs : l'un pour la mesure du couple, l'autre pour la mesure de la déformation et un oscilloscope qui recevait les deux signaux préamplifiés.

De plus, un compte-tours indique le nombre d'alternances avant rupture.

#### 4 - DETERMINATION DE L'ENERGIE TRANSMISE AVANT RUPTURE

On peut traiter le problème de l'amortissement dû aux forces de frottement interne en remplaçant ces forces par un amortissement visqueux équivalent, choisi de manière à produire la même déperdition d'énergie par période que les forces de frottement interne.

La perte d'énergie par période peut être déterminée en mesurant la boucle d'hystérésis formée pendant la déformation (27).

Pour justifier notre principe de mesure, il faut montrer que le couple mesuré à la partie supérieure du fil est très peu différent du couple introduit à sa partie inférieure.

A l'équilibre statique, les deux moments sont égaux ; à l'état dynamique, les couples d'inertie et de frottement interne dans le fil interviennent. Si ceux-ci sont négligeables, les deux moments sont sensiblement égaux. Pour mieux connaître le phénomène, nous allons effectuer un calcul théorique sur la torsion d'un fil encastré en sa partie supérieure, subissant une déformation forcée à sa partie inférieure  $\theta = a \cdot \sin \omega t$ .

Le problème dépend d'une équation aux dérivées partielles car l'angle  $\varphi$  de torsion est fonction de l'abscisse  $x$  et du temps  $t$ .

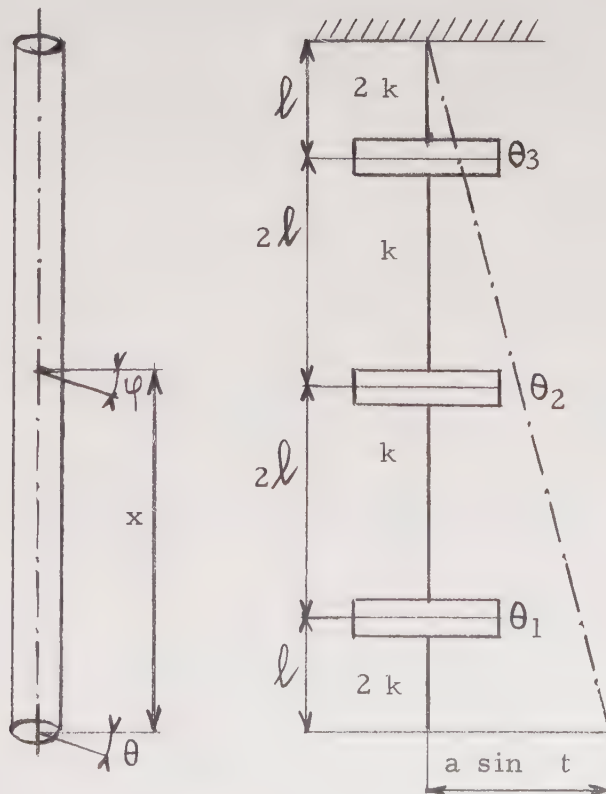


Figure 24 - Schéma du principe de séparation

Il est possible d'obtenir un résultat approché en utilisant le principe de séparation de Monsieur le Professeur SALLES. Tout élément vibratoire possède des propriétés cinétiques dues à l'inertie et des propriétés élastiques.

La séparation revient à substituer à la structure primitive continue, un fil sans masse élastique et  $n$  disques ayant des fonctions massiques non élastiques ; nous prendrons ici trois disques.

Dans le calcul nous utiliserons les notations suivantes :

$k = \frac{G I}{l}$  constante de torsion du segment de fil de longueur  $2l$

$\omega$  = fréquence des vibrations forcées

$I$  = inertie de chaque disque

$T$  = énergie cinétique

$f$  = coefficient d'amortissement

$D$  = énergie de dissipation

$\theta_i$  = rotation du disque  $i$

$\gamma$  = énergie potentielle

Soit l'équation de Lagrange :

$$\frac{d}{dt} \left( \frac{\partial T}{\partial \dot{\theta}_i} \right) + \frac{\partial \gamma}{\partial \theta_i} - \frac{\partial D}{\partial \dot{\theta}_i} = 0$$

- Energie cinétique :  $T = \frac{1}{2} \cdot I \cdot (\dot{\theta}_1^2 + \dot{\theta}_2^2 + \dot{\theta}_3^2)$

- Energie potentielle :

$$\gamma = \frac{1}{2} \cdot k \cdot \left[ 2 \theta_1^2 + (\theta_2 - \theta_1)^2 + (\theta_3 - \theta_2)^2 + 2 (a \sin \omega t - \theta_3)^2 \right]$$

- Energie dissipée :  $D = \frac{1}{2} \cdot f \cdot (\dot{\theta}_1^2 + \dot{\theta}_2^2 + \dot{\theta}_3^2)$

En posant  $\frac{k}{I} = \mu$  et  $\frac{f}{I} = \eta$  il vient ,

$$\theta_1'' + \eta \theta_1' + 3\mu \theta_1 - \mu \theta_2 = 0$$

$$\theta_2'' + \eta \theta_2' + \mu \theta_1 + 2\mu \theta_2 - \mu \theta_3 = 0$$

$$\theta_3'' + \eta \theta_3' - \mu \theta_2 + 3\mu \theta_3 = 2\mu \cdot a \sin \omega t$$

La fréquence des vibrations forcées est de 23 Hz alors que la fréquence de résonance  $\omega_0$  du fil est donnée par (35) :

$$\omega_0 = \frac{\pi}{2} \cdot \sqrt{\frac{G I_0}{7(1-\nu^2) \rho l}} = 385 \text{ Hz}$$

Donc, puisque la fréquence de nos essais est très inférieure à la fréquence de résonance, nous pouvons adopter les solutions correspondant au régime permanent, il vient :

$$(1) \quad \begin{cases} \theta_1 = A_1 \sin \omega t + B_1 \cos \omega t \\ \theta_2 = A_2 \sin \omega t + B_2 \cos \omega t \\ \theta_3 = A_3 \sin \omega t + B_3 \cos \omega t \end{cases}$$

Pour que les couples aux deux extrémités soient égaux, il faut que l'on puisse considérer les équations précédentes comme des équations de statique, donc que les termes en  $I \theta''$  et  $f \theta'$  soient négligeables devant  $k \theta$  ; ce que nous allons montrer.

Dans ce but, nous calculons les énergies mises en jeu pendant le cycle :

Energie dissipée dans le fil pour un cycle

$$\begin{aligned} \int_0^T f \cdot \frac{d\theta}{dt} \cdot d\theta &= \int_0^T f \cdot \omega^2 \cdot \theta_0^2 \cdot \cos^2 \omega t \, dt = \frac{1}{2} \cdot f \cdot \omega \cdot \theta_0^2 \int_0^T 2 \cos^2 \omega t \cdot d(\omega t) \\ &= \frac{1}{2} f \omega \theta_0^2 \cdot \frac{1}{2} \int_0^T (1 + \cos 2 \omega t) \, d(2 \omega t) \\ &= \frac{1}{4} f \cdot \omega \theta_0^2 [2 \omega t + \sin 2 \omega t]_0^T = \frac{1}{2} f \omega^2 \theta_0^2 T = \underline{\underline{\pi f \theta_0^2 \omega}} \end{aligned}$$

Energie fournie par le moteur

$$\begin{aligned} \int_0^T M \, d\theta &= \int_0^T M_0 \cdot \sin(\omega t + \varphi) \cdot \omega \theta_0 \cdot \cos \omega t \, dt = \omega \cdot \theta_0 \cdot M_0 \int_0^T \frac{1}{2} \sin(\omega t + \varphi) \cdot \cos \omega t \cdot dt \\ &= \omega \theta_0 \cdot M_0 \cdot \frac{1}{2} \sin \varphi \cdot T = \underline{\underline{\pi \cdot M_0 \cdot \sin \varphi \cdot \theta_0}} \end{aligned}$$

Nous avons déterminé par des essais calorimétriques que la constante d'amortissement  $K = \frac{dW}{W}$  est de l'ordre de  $15 \cdot 10^{-3}$  pour des écrouissages supérieurs à 35 %.

Il faut calculer  $W$  à un temps  $t = T/4$ , instant où l'énergie potentielle élastique  $W$  est maximale.

$$dW = \text{énergie dissipée dans le fil par cycle} = 2\pi \cdot f \cdot \omega \cdot \theta_0^2$$

$$\begin{aligned} \text{Energie élastique } W &= \int_0^{T/4} k \theta d\theta = \int_0^{T/4} k \theta_0^2 \sin \omega t \cdot \omega \cos \omega t \cdot dt \\ &= \frac{1}{2} \cdot k \cdot \theta_0^2 \int_0^{T/4} 2 \sin \omega t \cos \omega t \cdot d(\omega t) = \frac{1}{2} \cdot k \cdot \theta_0^2 (\sin^2 \omega t)_0^{T/4} = \frac{1}{2} \cdot k \cdot \theta_0^2 \end{aligned}$$

$$\text{d'où } K = \frac{dW}{W} = 2\pi \cdot f \cdot \frac{\omega}{k} = 15 \cdot 10^{-3}$$

$$\text{On en tire : } f = \frac{15 \cdot 10^{-3} \cdot k}{2\pi \cdot \omega}$$

$k$  est la constante de torsion du fil, sachant que nous avons travaillé sur des fils de diamètre 0,85 mm et de longueur 85 mm.

$$k = \frac{G I_0}{l} = \frac{8 \cdot 10^{11} \times 0,52 \cdot 10^{-5}}{8,5} = 4,9 \cdot 10^5 \text{ dynes.cm}$$

$$\text{avec } \omega = 143,5 \text{ rd/sec}$$

$$\text{et } \frac{d\theta}{dt} = \frac{R}{r} \cdot \omega = \frac{21,8}{18,75} \times 143,5 = 167 \text{ rd/sec}$$

On trouve un couple de frottement de 1360 cm.dynes.

Nos essais ont été réalisés avec un couple moteur ayant une valeur moyenne de  $4 \cdot 10^5$  cm.dynes, d'où

$$\text{rapport} = \frac{\text{couple dû au frottement interne}}{\text{couple moteur}} = \frac{1360}{400 \cdot 10^3} = 3,4 \cdot 10^{-3}$$

Nous voyons que le couple provenant du frottement interne est très faible par rapport à la valeur du couple moteur.

Démontrons maintenant que le couple d'inertie dû au fil est négligeable.

Dans nos essais, une extrémité du fil est encastrée à sa partie supérieure et l'autre extrémité soumise à l'angle de torsion maximum. En première approximation, nous pouvons considérer que le fil est soumis à une accélération moyenne  $\frac{\theta''}{2}$  d'où le couple d'inertie  $= I \cdot \left( \frac{1}{2} \cdot \theta''_{\max} \right)$

$$\text{Inertie du fil} = \frac{7,8 \times 3,14 \times 324 \cdot 10^{-8} \times 8,5}{2} = 3,38 \cdot 10^{-4}$$

$$\frac{1}{2} \cdot \theta''_{\max} = \frac{1}{2} \cdot \frac{R}{r} \cdot \omega^2 = \frac{1}{2} \cdot \frac{21,8}{18,75} \cdot (143,5)^2 = 1,19 \cdot 10^4$$

$$\frac{1}{2} \cdot I \cdot \theta'' = 3,38 \cdot 10^{-4} \cdot 1,19 \cdot 10^4 = 4,02 \text{ cm.dynes}$$

$$\text{Rapport} = \frac{\text{couple d'inertie}}{\text{couple moteur}} = \frac{4,02}{4 \cdot 10^5} = 10^{-5}$$

En conséquence nous pouvons négliger les termes en  $I \theta''$  et  $f \theta'$  et les équations précédentes (1) peuvent alors s'écrire :

$$\begin{aligned} 3\theta_1 - \theta_2 &= 0 \\ -\theta_1 + 2\theta_2 - \theta_3 &= 0 \\ -\theta_2 + 3\theta_3 &= 2a \sin \omega t \end{aligned}$$

D'où nous tirons finalement :

$$\theta_1 = \frac{a}{6} \sin \omega t \quad \theta_3 = 5 \theta_1 = \frac{5a}{6} \sin \omega t$$

$$\text{et} \quad a \sin \omega t - \frac{5}{6} a \sin \omega t = \frac{a}{6} \sin \omega t$$

$$\text{Donc} \quad \theta_1 + \theta_3 = a \sin \omega t$$

Il en résulte que les couples aux deux extrémités du fil sont très peu différents sauf pour des écrouissages inférieurs à 20%.

## 5 - RESULTATS OBTENUS

Nous avons choisi les essais d'endurance par torsions alternées parce que ce type de sollicitations correspond aux cas les plus fréquents dans la pratique.

Dans nos essais nous avons pris une longueur de fil égale à 100 fois le diamètre comme le stipule la norme sur les essais de torsion.

Pour pouvoir plus facilement mettre en évidence les effets du taux d'écrouissage, nous avons cherché à éliminer les autres paramètres et principalement la géométrie des éprouvettes.

Pour cela à partir d'un fil machine en acier au carbone de qualité industrielle, contenant 0,6 % C et 0,78 % Mn, nous avons procédé à une trempe isotherme en continu dans un bain de plomb à 480°C. Ce traitement thermique ayant lieu à des stades différents du tréfilage de façon à obtenir finalement des fils de même diamètre et présentant des taux d'écrouissage progressifs allant jusqu'à 93 %.

La variation d'écrouissage entre les fils successifs est de l'ordre de 20 %.

Sur ces fils de même diamètre, nous avons effectué d'abord les essais mécaniques classiques pour obtenir les variations de : résistance à la rupture, résistance élastique, allongement %, nombre de tours de torsion avant rupture, nombre de pliages avant rupture, voir figure 25.

### 5-1 Essais d'endurance. Longueur du fil = 85 mm

#### Angle de torsion maximum : 60°

Nous avons mesuré l'énergie transmise par le fil avant rupture, ces résultats sont traduits par le tableau suivant et par la courbe de la figure 26.

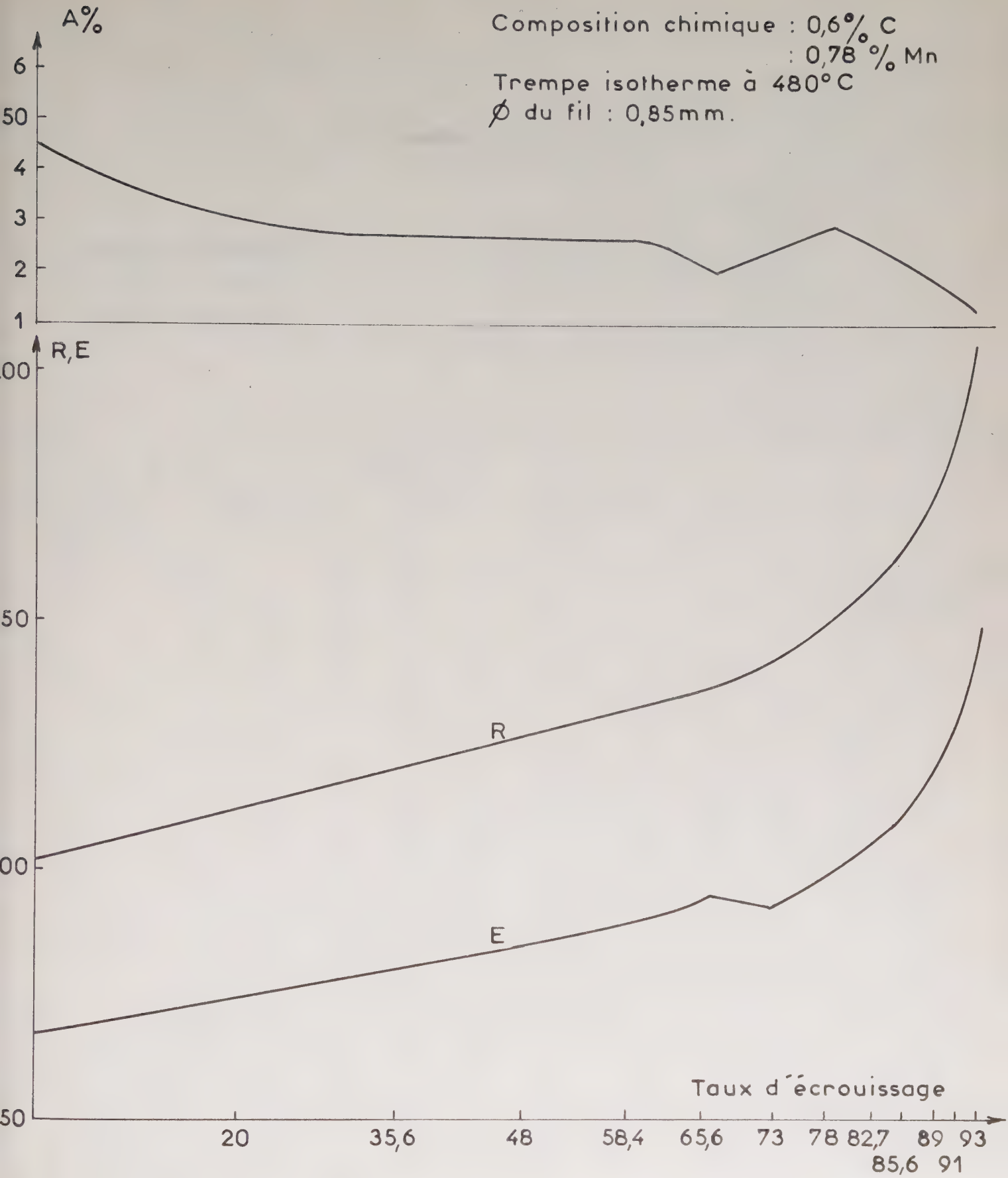


Figure 25 : Variation de R, E, A% en fonction du taux d'écouissage

# ESSAIS D'ENDURANCE

Angle de torsion maximum = 60°

Longueur du fil = 100 d = 85 mm

Diamètre du fil = 0,85 mm

Trempe isotherme = plomb 480°C

## Composition chimique

Carbone 0,6 %

Manganèse 0,78 %

|                         | Nbre de tours<br>avant rupture | Couple<br>maximum<br>transmis<br>(cm. dynes) | Energie<br>transmise<br>avant<br>rupture<br>(kg. m) | Résistance<br>élastique<br>(kg/mm <sup>2</sup> ) | $\sigma$ max.<br>dans<br>le fil<br>(kg/mm <sup>2</sup> ) |
|-------------------------|--------------------------------|----------------------------------------------|-----------------------------------------------------|--------------------------------------------------|----------------------------------------------------------|
| Traitement<br>isotherme | 87.555                         | 325.10 <sup>3</sup>                          | 350                                                 | 67                                               | 26,4                                                     |
| 20 %                    | 98.930                         | 375.10 <sup>3</sup>                          | 455                                                 | 79                                               | 30,5                                                     |
| 35,6 %                  | 146.973                        | 415.10 <sup>3</sup>                          | 813                                                 | 97                                               | 33,7                                                     |
| 48 %                    | 173.642                        | 426.10 <sup>3</sup>                          | 915                                                 | 87,5                                             | 34,5                                                     |
| 58,4 %                  | 217.579                        | 426.10 <sup>3</sup>                          | 1120                                                | 85                                               | 34,5                                                     |
| 66,5 %                  | 265.997                        | 435.10 <sup>3</sup>                          | 1500                                                | 94                                               | 35,3                                                     |
| 73 %                    | 181.732                        | 440.10 <sup>3</sup>                          | 1030                                                | 97                                               | 35,7                                                     |
| 78 %                    | 186.936                        | 430.10 <sup>3</sup>                          | 1060                                                | 101                                              | 34,9                                                     |
| 82,7 %                  | 284.286                        | 420.10 <sup>3</sup>                          | 1475                                                | 112,6                                            | 34,1                                                     |
| 85,6 %                  | 291.068                        | 435.10 <sup>3</sup>                          | 1560                                                | 107                                              | 35,4                                                     |
| 89 %                    | 351.460                        | 441.10 <sup>3</sup>                          | 2110                                                | 109                                              | 35,8                                                     |
| 91 %                    | 256.200                        | 441.10 <sup>3</sup>                          | 1485                                                | 126,7                                            | 35,8                                                     |
| 93 %                    | 88.532                         | 455.10 <sup>3</sup>                          | 151                                                 | 151                                              | 37                                                       |

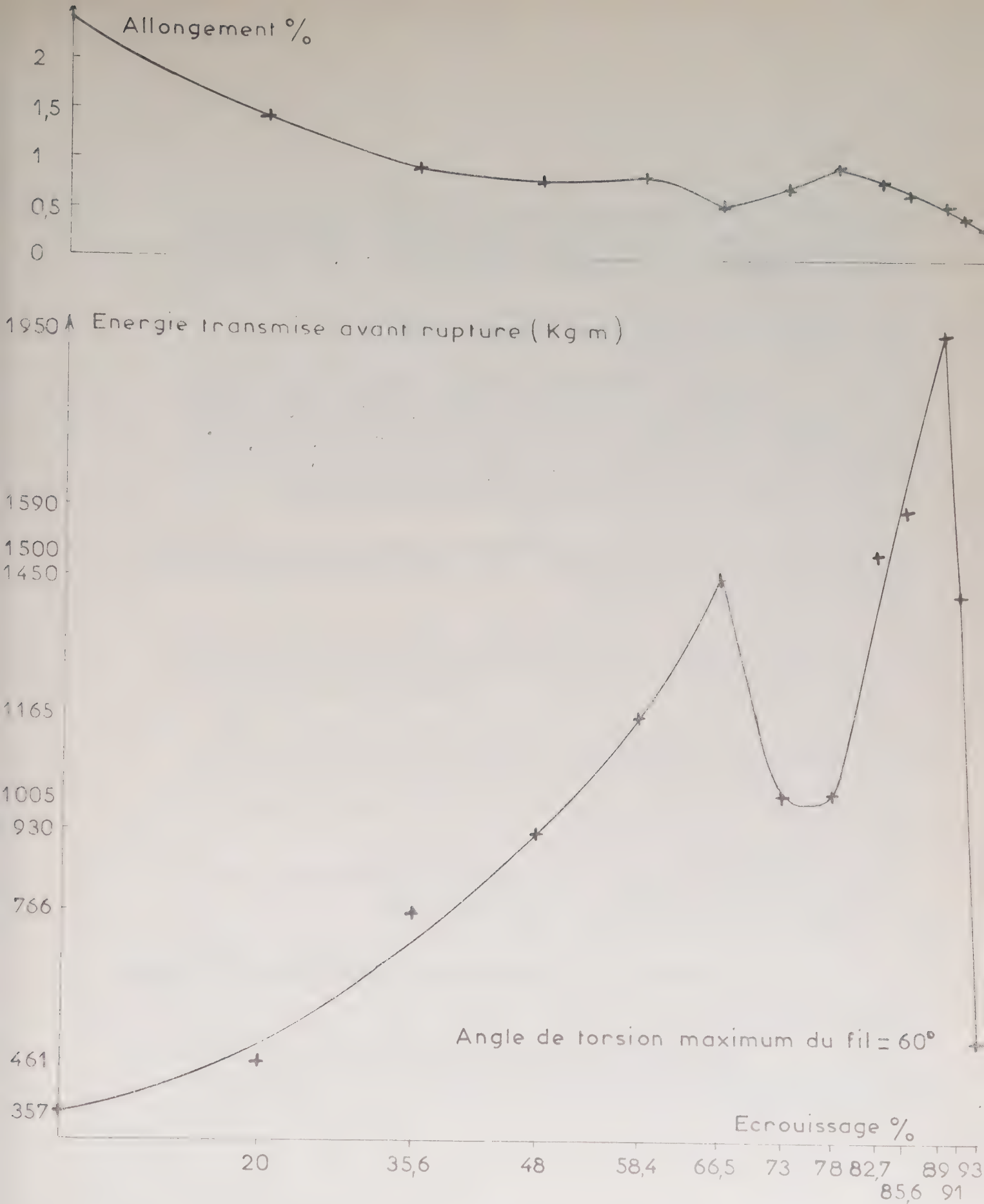


Figure 26 : Variation de l'énergie transmise avant rupture en fonction du taux d'écrouissage

On enregistre d'abord une augmentation de l'énergie transmise en fonction du taux d'écrouissage, puis une diminution de l'ordre de 30 % de cette énergie pour 73% et 78 % d'écrouissage.

Ces taux d'écrouissage sont donc à éviter si l'on veut avoir une durée de vie maximale des pièces en service.

On peut remarquer que cette zone d'écrouissage défavorable correspond avec la zone de transition entre les deux régimes de consolidation du fil (figure 25). La zone d'écrouissage à rejeter est surtout mise en évidence par la courbe de variation de l'allongement. Le seul domaine où l'on observe une augmentation de cette caractéristique correspond exactement à la zone d'écrouissage critique.

De plus, nous avons déjà observé que l'on remarquait une diminution de la limite élastique pour le taux d'écrouissage qui précédait le régime de consolidation.

D'autres séries d'essais, pour lesquels la contrainte de cisaillement appliquée est toujours demeurée inférieure à la moitié de la limite élastique, permettent de tirer les conclusions suivantes :

- quelque soit la déformation, donc la contrainte appliquée, la zone d'écrouissage critique demeure la même.
- l'énergie que peut transmettre une pièce avant rupture diminue lorsque la contrainte appliquée augmente.
- dans le cas où il faut utiliser des contraintes importantes, il y a intérêt à réduire l'écrouissage préalable des pièces.

#### 5-2 Variation du module d'élasticité longitudinale E en fonction du taux d'écrouissage

Ces mesures ont pour but d'essayer d'interpréter les variations du couple transmis par le fil pendant les essais de torsion alternée lorsque le taux d'écrouissage croît.

Nous avons utilisé pour déterminer E "l'Elastomat" du Docteur Foster. Il s'agit d'une méthode de mesure dynamique qui nécessite la mise en vibration de l'éprouvette. La mesure de la fréquence de résonance du fil permet de déterminer son module E.

Nous observons que E augmente d'une façon importante lorsque l'écrouissage croît. Il faut remarquer que dans le cas des métaux purs recuits, on observe le phénomène inverse, E diminue légèrement lorsque des dislocations prennent naissance.

Dans notre cas, le très grand nombre de dislocations créées pendant le tréfilage détermine leur blocage et ceci d'autant plus que le taux d'écrouissage est plus important.

Nous observons toujours le phénomène de relaxation vers 78 % d'écrouissage, il résulte d'une libération partielle des dislocations.

A partir de 89 % d'écrouissage, les mesures de la fréquence ne sont plus reproductibles. Nous pensons que cette anomalie résulte du surécrouissage.

La figure 27 représente la variation du module d'élasticité longitudinale E en fonction du taux d'écrouissage. Cette variation correspond qualitativement à celle du couple transmis, elle permet d'expliquer nos résultats.

En effet G module d'élasticité transversal varie dans le même sens que E, comme le couple transmis est de la forme

$\frac{G_0}{l} \cdot \theta$  ;  $I_0$ ,  $\theta$  et  $l$  étant identiques pour les essais le couple varie qualitativement comme G.

Ces résultats concernant le module d'élasticité E sont confirmés par la variation de la pente du cycle d'hystérésis enregistré. Cette pente, pour des éprouvettes de même géométrie, est définie par le module d'élasticité transversal G. Nous observons une évolution de G identique à celle mesurée sur "l'Elastomat" pour E.

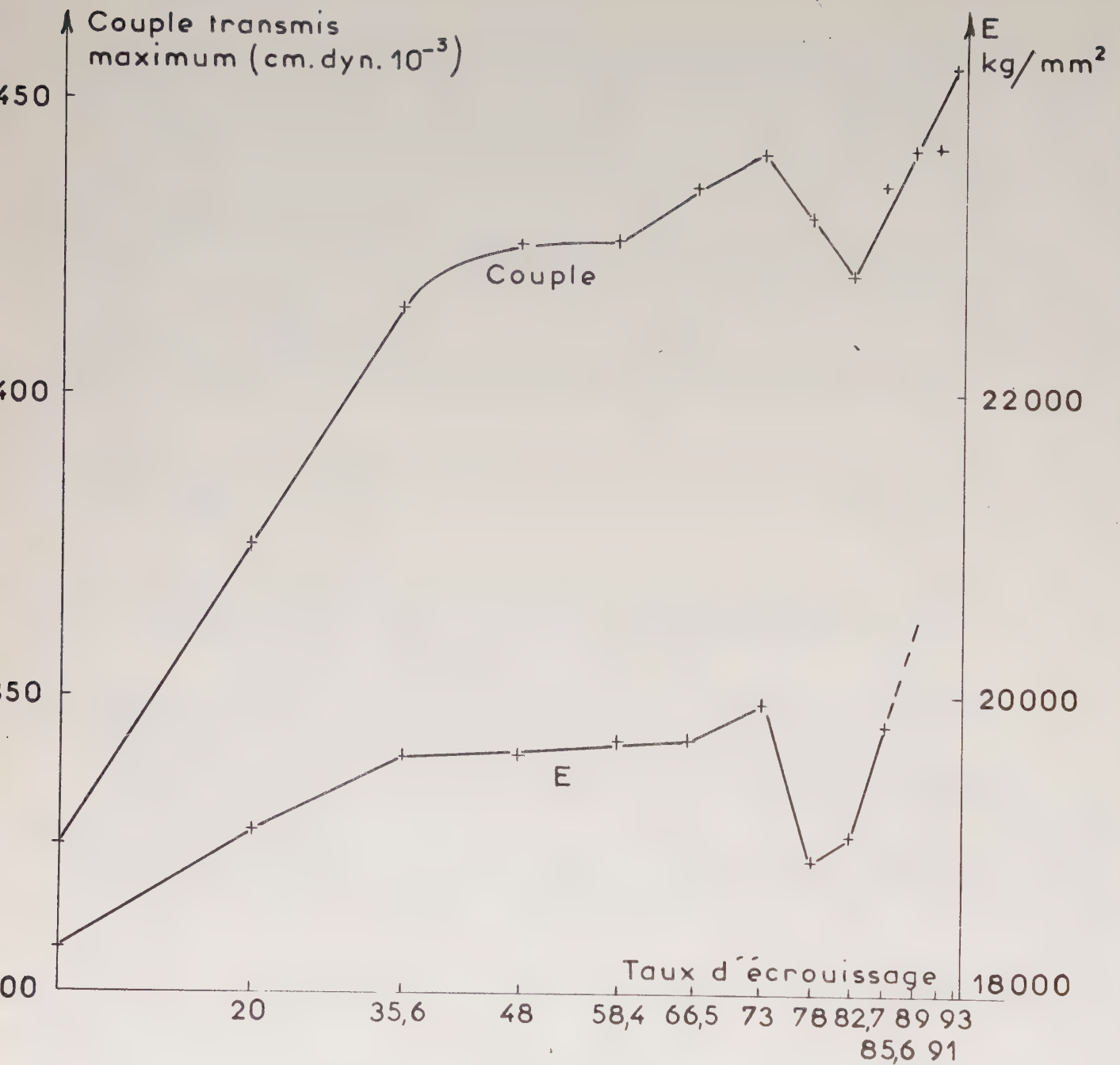


Figure 27. : Variation du couple maximum transmis et du module d'élasticité longitudinal E en fonction du taux d'écrouissage.

## 6 - DETERMINATION DU COEFFICIENT D'AMORTISSEMENT INTERNE K PAR MICROCALORIMETRIE

A partir de nos mesures précédentes, paragraphe 5, nous pouvons calculer W énergie potentielle du fil lorsque la déformation est maximale.

Nos essais microcalorimétriques ont pour but de définir la variation de la constante d'amortissement  $K = \frac{dW}{W}$  en mesurant dW énergie dissipée par cycle par frottement interne.

Nous avons utilisé un microcalorimètre différentiel à conduction (36). Les thermopiles sont constituées par des modules semi-conducteurs commerciaux.

L'étalonnage en régime permanent est effectué par effet Joule directement dans le fil. La validité de cette méthode a été vérifiée par comparaison avec une source étalon (37).

### 6-1 Résultats des essais

Pendant les essais d'endurance, on observe une diminution progressive du frottement interne pour les fils ayant subi des écrouissages préalables compris entre 0 % et 66,5 %. La diminution du frottement interne au cours de l'essai est d'autant plus importante que l'écrouissage initial est plus faible.

Cette diminution de l'énergie dissipée résulte de la création de nouvelles dislocations pendant les déformations de torsion (fig. 28).

Pour 73 et 78 % d'écrouissage, le coefficient d'amortissement interne tout en variant peu passe par un minimum vers le milieu de l'essai.

De 82,7 % à 89 % d'écrouissage, le frottement interne tend à diminuer légèrement au cours de l'essai d'endurance.

Pour 91 % et surtout 93 % d'écrouissage, on remarque une brusque augmentation du coefficient de frottement interne après une certaine durée de l'essai d'endurance ; cette augmentation provient vraisemblablement du développement des microfissures dans le métal. La

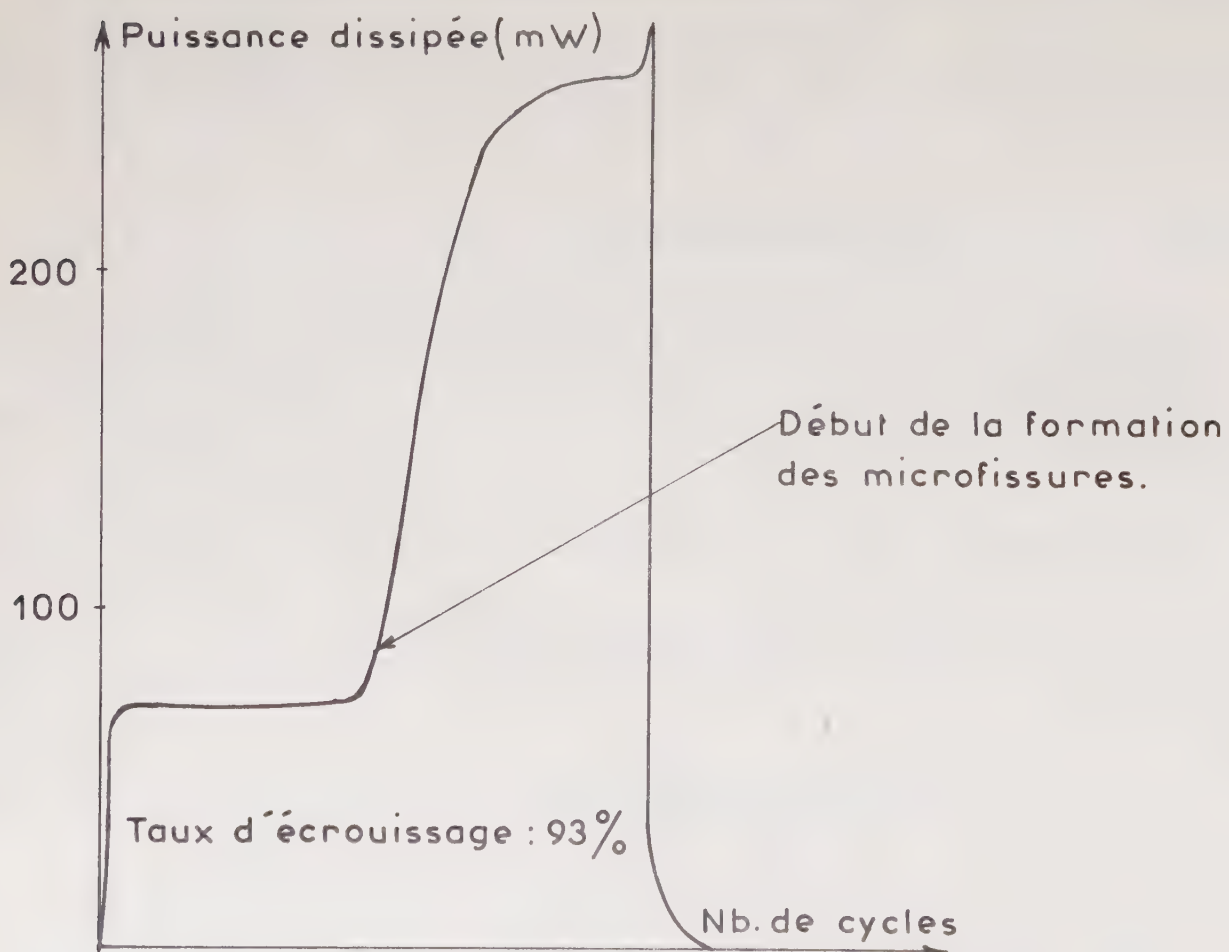
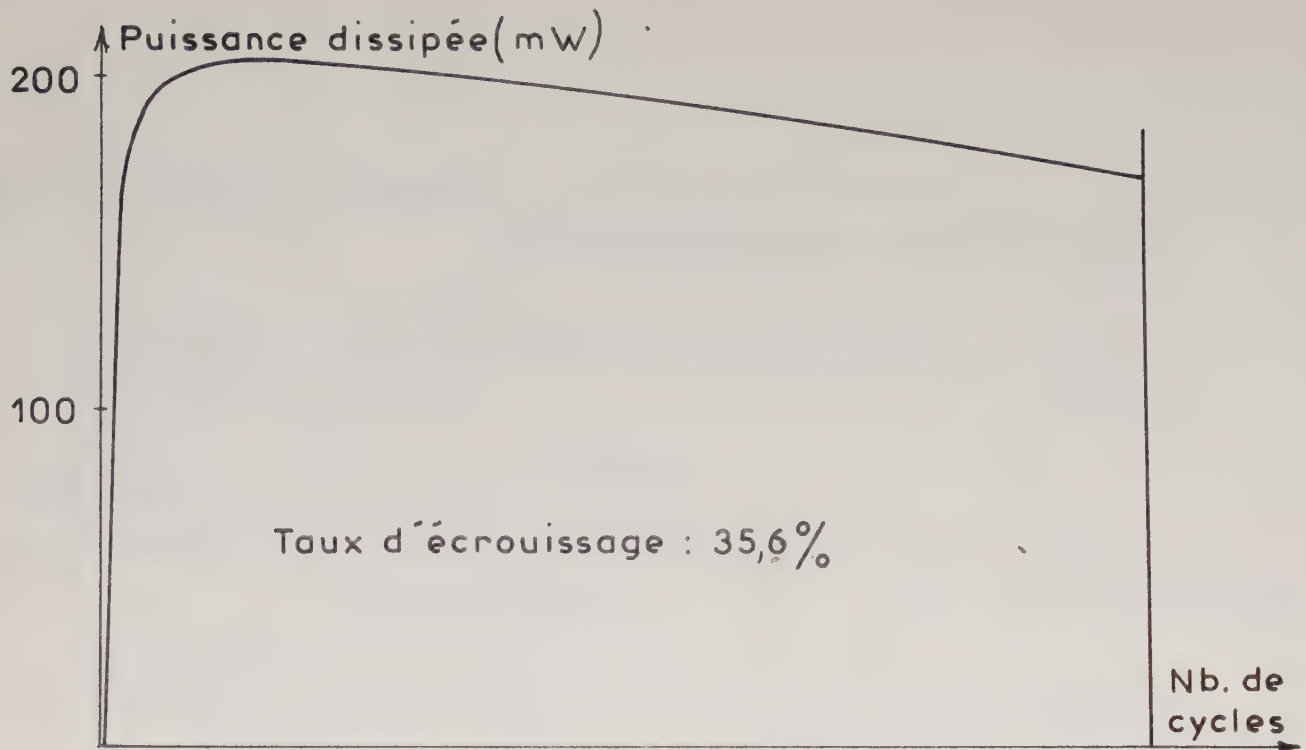


Figure 28 : Puissance dissipée en frottement interne dans un fil d'acier de diamètre 0,85 mm.

comparaison de la courbe qui représente le coefficient d'amortissement  $K$  moyen, avec celle qui représente ce même coefficient au début de l'essai d'endurance (fig. 29), laisse supposer que les microfissures se développent pendant l'essai d'endurance.

Sur la figure 29, nous remarquons une diminution constante du coefficient d'amortissement lorsque le taux d'écrouissage croît, sauf pour 73 % d'écrouissage où le frottement interne augmente. Ce résultat confirme nos mesures antérieures qui montraient une transformation structurale du métal pour ce taux d'écrouissage.

#### 6-2 Hypothèse d'interprétation de la variation d'énergie dissipée en frottement interne

Le déplacement des dislocations est la cause principale du frottement interne. Lorsque l'écrouissage augmente, le nombre de dislocations augmente, mais la majorité des dislocations forme un réseau stable à l'intérieur du métal. Ce réseau de dislocations est d'autant plus stable que l'écrouissage est plus important.

L'expérience nous montre que lorsque le frottement interne diminue, l'énergie que peut dissiper un fil avant rupture augmente.

Au-delà du taux d'écrouissage de 66,5 %, la rupture des plaquettes de cémentite déjà observée au microscope électronique, détermine un changement de régime de consolidation.

On peut penser que la rupture des plaquettes de cémentite permet à une partie des dislocations bloquées d'entrer en mouvement, d'où une augmentation du frottement interne et une rupture plus rapide des éprouvettes. Parallèlement cette libération de certains systèmes de glissements détermine une augmentation de l'allongement observé par essai de traction.

Au-delà de 78 % d'écrouissage, on observe une brusque augmentation de l'énergie transmise avant rupture, ce qui peut traduire l'apparition d'un nouvel équilibre des dislocations libérées par la rupture des plaquettes de cémentite. Tandis que le nombre de dislocations des systèmes non concernés par ces ruptures a continué à croître entre 66,5 et 89 % d'écrouissage. Au-delà, pour des taux d'écrouissage de 91 à 93 %, on pénètre dans la zone de surécrouissage déjà mise en évidence par d'autres essais. L'énergie transmise diminue brutalement dans cette zone de surécrouissage du fait des microfissures provenant de l'excès de déformation du métal.

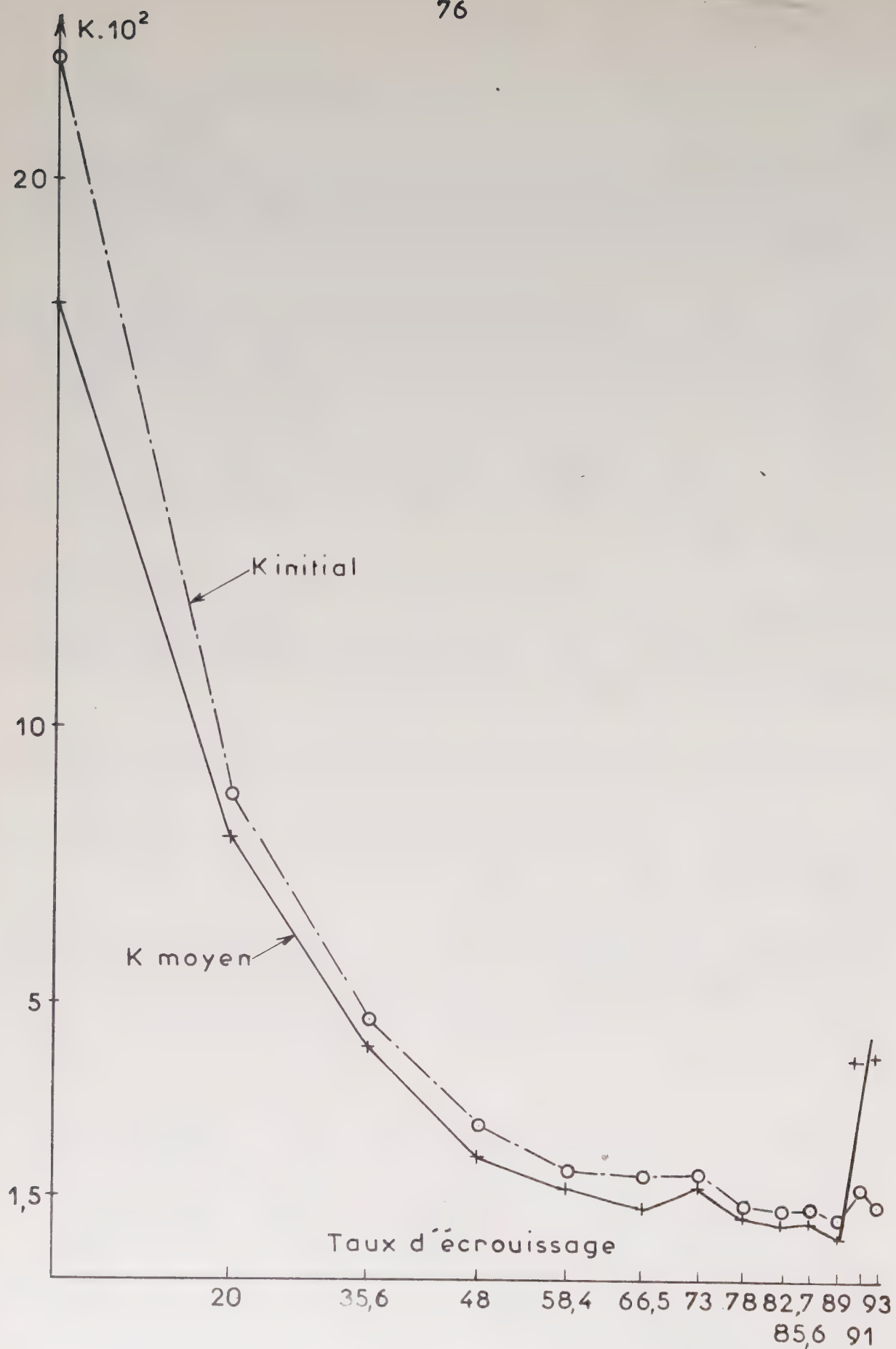


Figure 29—Variation du coefficient d'amortissement  $K$  moyen et initial en fonction du taux d'écroutissage.

## CHAPITRE V

### MESURE DES CONTRAINTES INTERNES DANS LES FILS ECROUIS

#### 1 - ETUDE RADIOCRISTALLOGRAPHIQUE DES CONTRAIN- TES ELASTIQUES A LA SURFACE DES FILS EN FONCTION DU TAUX D'ECROUISSAGE

La théorie de l'élasticité permet de relier les allongements aux contraintes. Notre problème est donc de déterminer les allongements pour pouvoir calculer les contraintes.

Dans un plan P tangent à la surface du métal étudié, on peut définir une contrainte principale nulle normale à la surface, et deux contraintes principales  $\sigma_1$  et  $\sigma_2$  perpendiculaires entre elles et situées dans le plan P.

Nous utilisons la diffraction des rayons X par la méthode des poudres. L'échantillon est le fil écroui polycristallin de diamètre 0,85 mm.

La loi de Hooke généralisée est :

$$\varepsilon_1 = \frac{1}{E} \cdot \left[ \sigma_1 - \nu (\sigma_2 + \sigma_3) \right]$$

$$\varepsilon_2 = \frac{1}{E} \cdot \left[ \sigma_2 - \nu (\sigma_3 + \sigma_1) \right]$$

$$\varepsilon_3 = \frac{1}{E} \cdot \left[ \sigma_3 - \nu (\sigma_1 + \sigma_2) \right]$$

Ici  $\sigma_3 = 0$  donc  $\epsilon_3 = -\frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2)$

$\nu$  = coefficient de Poisson

$\epsilon$  = allongement unitaire

E = module d'élasticité longitudinal

Le faisceau de rayons X incident est quasi normal à la famille des plans dont on mesure la distance interréticulaire  $d_n$ , donc :

$$\epsilon_n = \frac{d_n - d_o}{d_o}$$

$d_n$  étant la distance interréticulaire sous tension et  $d_o$  cette même distance sans tension dans le métal :

$$\sigma_1 + \sigma_2 = -\frac{E}{\nu} \cdot \frac{d_n - d_o}{d_o}$$

Le coefficient de Poisson  $\nu$  de notre acier a été obtenu par mesure de E, module d'élasticité longitudinale et G module d'élasticité transversale.

D'après les lois de l'élasticité  $\frac{G}{E} = \frac{1}{2(1+\nu)}$

des essais de traction et de torsion ont donné E = 19.465 kg/mm<sup>2</sup>

G = 7500 kg/mm<sup>2</sup>

d'où  $\nu = 0,296$   $\frac{E}{\nu} = \frac{19.465}{0,296} = 65.760 \text{ kg/mm}^2$

Par détermination des distances réticulaires d aux rayons X, nous pouvons atteindre la somme ( $\sigma_1 + \sigma_2$ ) des contraintes principales dans le plan tangent à la surface :

$$\sigma_1 + \sigma_2 = -\frac{E}{\nu} \cdot \frac{(d - d_o)}{d_o} = -65.760 \times \frac{(d - d_o)}{d_o}$$

### 1-1 Méthode expérimentale

Nous utilisons la méthode Debye-Scherrer en chambre cylindrique de développement 360 mm. Pour éliminer les erreurs systématiques liées aux variations de longueur du film, son montage est asymétrique. L'anticathode utilisée est le cobalt et le filtre le fer.

Le calcul des distances réticulaires se fait à partir de la formule de Bragg :

$$\lambda = 2 d \sin \theta$$

$\lambda$  = longueur d'onde du rayonnement

$\theta$  = angle d'une famille de plans réticulaires avec le faisceau incident

Divers facteurs influencent la précision de la mesure :

#### - Excentricité de l'échantillon

Un déplacement parallèle à la direction du faisceau, de valeur  $\varepsilon R$  produit une erreur sur  $\theta$  égale à  $-\frac{\varepsilon}{2} \sin 2\theta$ . Cette erreur s'annule pour  $\theta = 90^\circ$ .

#### - Absorption dans l'échantillon

L'absorption de l'échantillon entraîne un déplacement des raies important aux petits angles. L'erreur ainsi introduite s'annule pour  $\theta = 90^\circ$ .

Ces considérations nous conduisent à prendre une longueur d'onde donnant une raie à un angle de diffraction  $\theta$  voisin de  $90^\circ$ . En pratique, la meilleure précision est obtenue en choisissant des plans tels que la distance  $d$  soit légèrement supérieure à  $\lambda/2$  (28).

Nous sommes amenés à adopter une anticathode en cobalt donnant un rayonnement  $K_\alpha$  de longueur d'onde  $\lambda = 1,7889 \text{ \AA}$ , et à utiliser la dernière raie des diagrammes vers les grands angles (plans 310).

- Calcul des distances réticulaires (d)

Si  $L$  est la distance entre deux raies symétriques d'une famille de plans, nous avons :

$$L = 4 R \theta \quad \text{soit} \quad \theta = \frac{1}{4R} \times L$$

si on exprime  $\theta$  en degrés :

$$\theta^\circ = \frac{180}{\pi} \times \frac{1}{4R} \times L = \frac{90}{2\pi R} \times L$$

si on pose  $\frac{90}{2\pi R} = K$ , il vient  $\theta = K \times L$  ou  $\theta = 90^\circ - K L'$

pour le montage en retour des films que nous utilisons.

$$\text{Distance réticulaire } d = \frac{\lambda}{2 \sin \theta}$$

On utilise les tables de ROSE (29) qui donnent  $\theta$  et  $d$  à partir de la valeur de  $\frac{\Delta}{2} = (2\pi R - L')/2$ , dans le cas de la chambre Debye-Scherrer de 360 mm.

La difficulté de la mesure de  $L'$  sur les diagrammes résulte de l'élargissement des raies provenant des fluctuations des distances réticulaires autour de leur valeur moyenne ; ces fluctuations proviennent elles-mêmes de l'écrouissage.

Nous mesurons avec le maximum de précision possible la position des raies en utilisant le microphotomètre enregistreur JOYCE. La bonne reproductibilité des mesures nous permet d'apprécier  $L'$  à 0,1 mm près.

1-2 Relation entre les variations de contrainte et les variations de distance réticulaire

La différentiation de la formule de Bragg  $\lambda = 2 d \sin \theta$  donne  $\Delta d \sin \theta + d \cdot \cos \theta \cdot \Delta \theta = 0$  d'où  $\frac{\Delta d}{d} = - \frac{\Delta \theta}{\tan \theta}$  (1)

Calcul de  $\Delta \theta$

$$\frac{\Delta L'}{L'} = \frac{-\Delta \theta}{\frac{\pi}{2} - \theta}, \text{ il vient } \Delta \theta = \frac{\Delta L'}{L'} \cdot \left( \frac{\pi}{2} - \theta \right)$$

Calcul de  $\Delta \sigma = f(\Delta d)$

$$\sigma = k \cdot \frac{d - d_o}{d_o}, \quad k = \frac{-E}{\nu} \quad \text{et } d_o \text{ sont des constantes}$$

$$\frac{\Delta \sigma}{\sigma} = \frac{\Delta d}{d - d_o} \quad \Delta d = \frac{\Delta \sigma}{\sigma} \cdot (d - d_o)$$

Portons les valeurs de  $\Delta \theta$  et  $\Delta d$  dans (1)

$$\begin{aligned} \frac{\Delta \sigma}{\sigma} \cdot \frac{d - d_o}{d} &= \frac{\Delta L'}{L'} \left( \frac{\pi}{2} - \theta \right) \cdot \frac{1}{\operatorname{tg} \theta} \\ \frac{\Delta \sigma}{\sigma} &= \frac{\Delta L'}{L'} \left( \frac{\pi}{2} - \theta \right) \cdot \frac{1}{\operatorname{tg} \theta} \cdot \frac{d}{d - d_o} \end{aligned}$$

Mais  $\theta$  étant très voisin de  $81^\circ$  on peut considérer que :

$$\left( \frac{\pi}{2} - \theta \right) \cdot \frac{1}{\operatorname{tg} \theta} = \text{constante} = \left( \frac{3,14}{2} - 1,41 \right) \times \frac{1}{6,25} = 2,56 \cdot 10^{-2}$$

De même  $L'$  est toujours très voisin de 36 mm donc :

$$\frac{\Delta L'}{L'} = \text{constante} = \frac{0,1}{36,3} = 2,76 \cdot 10^{-3}$$

On a donc :

$$\frac{\Delta \sigma}{\sigma} = 2,76 \cdot 10^{-3} \cdot 2,56 \cdot 10^{-2} \cdot \frac{d}{d - d_o} = 7,1 \cdot 10^{-5} \cdot \frac{d}{d - d_o}$$

$$\Delta \sigma = 7,1 \cdot 10^{-5} \cdot \frac{d}{d - d_o} \cdot \sigma$$

En faisant le calcul pour chaque valeur de  $\sigma$ , on trouve que  $\Delta\sigma$  est pratiquement constant et vaut 3,6 kg/mm<sup>2</sup>, donc nous connaissons les contraintes résiduelles à 3,6 kg/mm<sup>2</sup> près. On peut vérifier ce calcul en traçant la courbe  $\sigma = f(L')$ , on voit de même qu'une erreur de 0,1 mm sur  $L'$  entraîne une erreur de 3,6 kg/mm<sup>2</sup> sur la détermination de la contrainte (figure 30).

### 1-3 Résultats obtenus

On admet que dans un cristal cubique centré, le plan de glissement n'est pas défini, la composante de la cisssion varie peu suivant le plan choisi. Considérer les quatre dimensions  $[111]$  et les 12 plans (110), (112) et (123) passant par chacune de ces directions conduiraient à 48 systèmes de glissement (30). Mais on observe expérimentalement que peu de systèmes interviennent.

Au-delà de 0,5 % C, la déformation doit intervenir dans la perlite. PUTTICH (31) a observé que cette déformation se développait par fins glissements dans la ferrite, parallèlement aux lamelles ; pour les orientations défavorables, le glissement est transversal, ce qui entraîne soit une déformation de la cémentite, soit des glissements à la limite des deux phases. Ces mécanismes ne permettent que des déformations limitées et la rupture de la cémentite intervient pour un allongement variable en fonction de l'espacement des lamelles.

Si les barrières formées par la cémentite en lamelles sont détruites par un traitement thermique qui détermine sa globulisation, la propagation des glissements dans les grains devient plus facile, les lignes sinueuses pouvant contourner les obstacles ; la capacité de déformation de l'alliage augmente.

A partir de ces observations, nous essaierons d'interpréter nos résultats.

Pour effectuer le calcul des contraintes, nous avons déterminé la distance interréticulaire  $d_0$ , correspondant à l'état sans tension, sur un fil recuit de même diamètre que les fils écrouis.

Les mesures aux rayons X nous permettent d'évaluer les variations des distances réticulaires d'une famille de plans cristallins du fil, d'où le calcul des contraintes dans cette famille de plans.

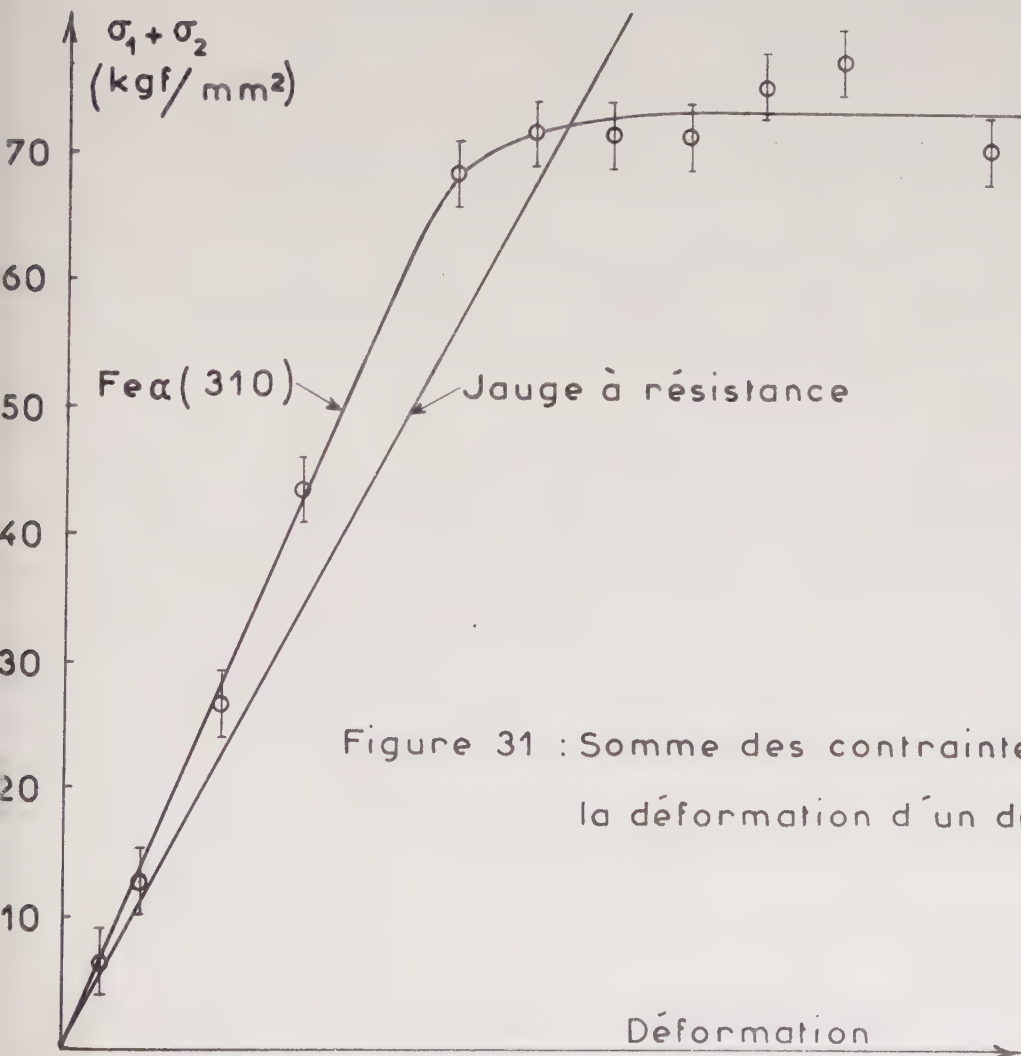
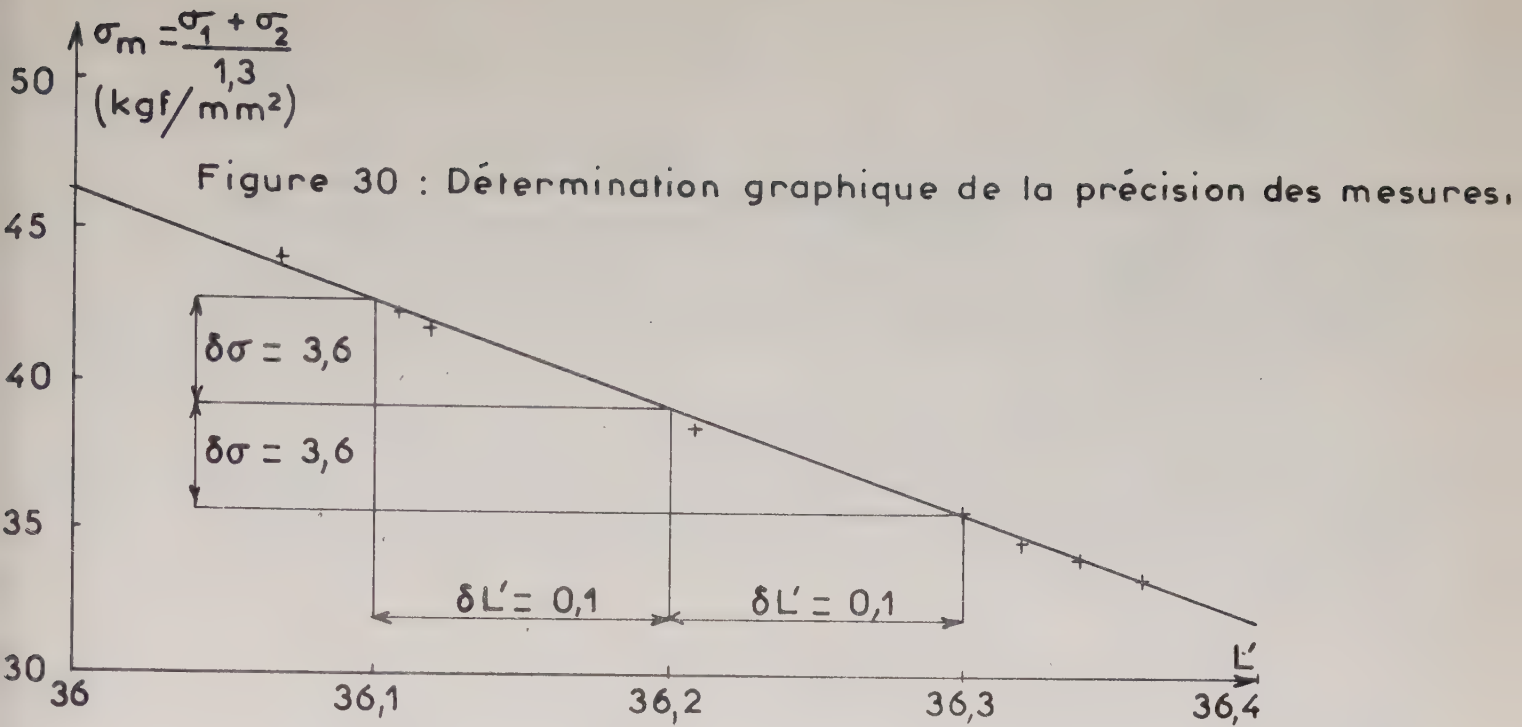


Figure 31 : Somme des contraintes ( $\sigma_1 + \sigma_2$ ) en fonction de la déformation d'un disque d'acier (par Rebiffé)

Pour obtenir la valeur des contraintes dites mécaniques (ou moyennes  $\sigma_m$ ) que l'on obtiendrait par mesure avec des jauges à résistance, REBIFFE (32) a étalonné les contraintes obtenues aux rayons X en déformant des disques dans une bonnette de BLAIN, pour avoir une déformation biaxiale.

La somme des contraintes ( $\sigma_1 + \sigma_2$ ), obtenue par jauge à résistance et par diffraction X, est portée en fonction des déformations sur la figure 31. On voit que les valeurs des contraintes obtenues en utilisant les plans (310) ont 1,3 fois la valeur mécanique  $\sigma_m$  (jauge à résistance).

Ceci indique que les valeurs des constantes E et  $\nu$  sont différentes dans les déterminations par rayons X des valeurs utilisées dans les mesures mécaniques, du fait de l'anisotropie cristalline (33). Ces résultats sont confirmés par MOLLER et MARTIN (34).

Le tableau suivant indique le résultat de nos mesures.

La figure 32 montre la variation des contraintes résiduelles en fonction du taux d'écrouissage.

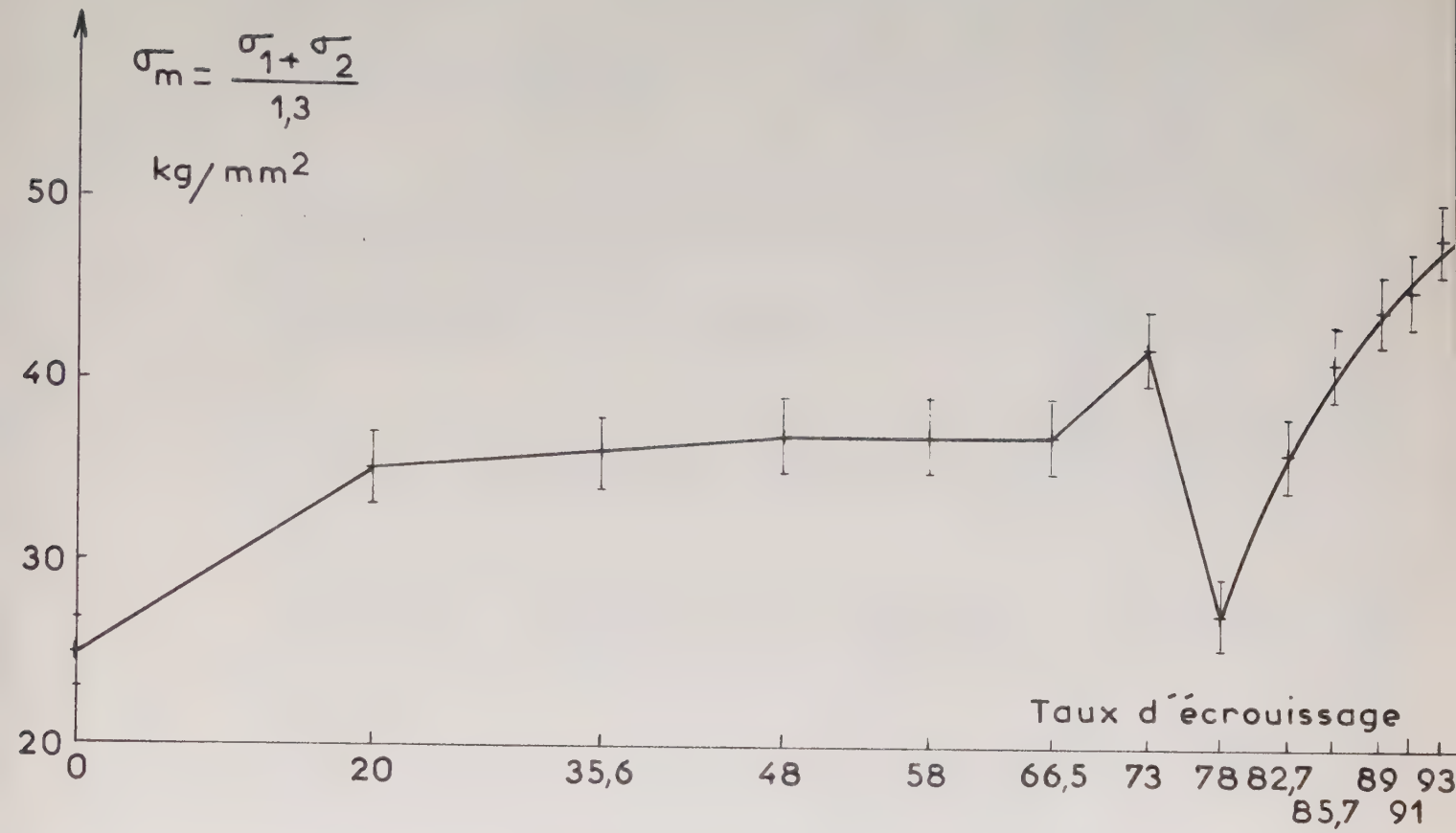


Figure 32 : Somme des contraintes moyennes à la surface des fils en fonction du taux d'écouissage.

|              | L'     | d        | d <sub>0</sub> - d | $\sigma_1 + \sigma_2$<br>(kg/mm <sup>2</sup> ) | $\sigma_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{1,3}$<br>(kg/mm <sup>2</sup> ) |
|--------------|--------|----------|--------------------|------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------|
| Après recuit | 37, 44 | 0, 90652 |                    |                                                |                                                                       |
| 0 %          | 36, 72 | 0, 90606 | 0, 00046           | 33                                             | 25                                                                    |
| 20 %         | 36, 44 | 0, 90588 | 0, 00064           | 46                                             | 35                                                                    |
| 35, 6 %      | 36, 42 | 0, 90587 | 0, 00065           | 47                                             | 36                                                                    |
| 48 %         | 36, 40 | 0, 90586 | 0, 00066           | 48                                             | 37                                                                    |
| 58 %         | 36, 40 | 0, 90586 | 0, 00066           | 48                                             | 37                                                                    |
| 66, 5 %      | 36, 40 | 0, 90586 | 0, 00066           | 48                                             | 37                                                                    |
| 73 %         | 36, 24 | 0, 90576 | 0, 00076           | 55                                             | 42                                                                    |
| 78 %         | 36, 70 | 0, 90604 | 0, 00048           | 35                                             | 27                                                                    |
| 82, 7 %      | 36, 42 | 0, 90587 | 0, 00065           | 47                                             | 36                                                                    |
| 85, 7 %      | 36, 30 | 0, 90579 | 0, 00073           | 53                                             | 41                                                                    |
| 89 %         | 36, 20 | 0, 90573 | 0, 00079           | 57                                             | 44                                                                    |
| 91 %         | 36, 14 | 0, 90571 | 0, 00081           | 59                                             | 45                                                                    |
| 93 %         | 36, 08 | 0, 90565 | 0, 00087           | 63                                             | 48                                                                    |

Ces résultats révèlent que même après un traitement thermique isotherme, les contraintes résiduelles sont loin d'être négligeables. La première passe de tréfilage qui donne un écrouissage de 20 % augmente sensiblement ces contraintes qui ensuite varient peu jusqu'à 66,5 % d'écrouissage.

BABITH trouve une variation relative de la maille cristalline  $(\frac{\Delta a}{a})$ , figure 11, pour un acier à 0,5 % C qui rappelle partiellement nos résultats, sans toutefois mettre en évidence une diminution de  $(\frac{\Delta a}{a})$  dans la zone de rupture de la cémentite.

L'auteur a trouvé que la variation du paramètre de la maille cristalline est d'autant plus importante que la teneur en carbone de l'acier est plus forte. Cette altération de la maille pourrait être expliquée par une augmentation de la solubilité du carbone lorsque l'écrouissage croît.

Nous pensons que l'augmentation des contraintes résiduelles est liée à la multiplication des dislocations pendant la déformation plastique. Cette multiplication des dislocations accroît la résistance au glissement dans les plans où elles prennent naissance, parallèlement aux plaquettes de cémentite. Il pourrait en résulter la formation de nouveaux systèmes de glissement orientés transversalement par rapport aux plaquettes de cémentite, d'où une augmentation de la distorsion du réseau et donc des contraintes entre 66,5 et 73 % d'écrouissage.

Cet accroissement des contraintes transversales sur la cémentite détermine sa rupture entre 73 et 78 % d'écrouissage, d'où une brusque diminution des contraintes internes par une libération partielle des dislocations bloquées.

Au-delà de 78 % d'écrouissage, les contraintes résiduelles croissent à nouveau régulièrement par la génération de nouvelles dislocations qui poursuivent l'altération du réseau.

## CONCLUSION GÉNÉRALE

L'influence des quatre paramètres des traitements thermiques isothermes : température et durée d'austénisation, température et durée de trempe isotherme, sur les propriétés mécaniques des fils d'acier ne peut pas s'exprimer par des lois simples.

Le nombre des variables qui intervient est trop important. Seules des lois qualitatives sur l'orientation des valeurs à donner à ces paramètres du traitement thermique peuvent être dégagées. Les diagrammes que nous avons établis par des essais systématiques permettent un choix raisonné de ces paramètres.

De même, d'autres diagrammes autorisent le choix de l'acier, du traitement thermique et du taux d'écrouissage à utiliser pour acquérir des caractéristiques mécaniques données après tréfilage.

Nous avons déterminé analytiquement le diamètre initial et la composition chimique de l'acier pour obtenir un fil de diamètre et de résistance à la rupture donnés.

Les courbes de variation de la contrainte de limite élastique et de la contrainte de rupture, en fonction du taux d'écrouissage, montrent l'existence de deux régimes successifs de consolidation.

Nous avons analysé que ce changement provient de la fragmentation des plaquettes de cémentite ; fragmentation qui multiplie le nombre des points d'ancrage pour les dislocations et rend leurs déplacements dans le métal plus difficiles.

Les essais d'endurance par torsions alternées montrent, comme il est connu, que l'augmentation du taux d'écrouissage détermine l'augmentation de la résistance à la fatigue des aciers. Mais nous avons trouvé que cette loi présente une discontinuité importante et qu'un domaine d'écrouissage s'avère dangereux, puisqu'il correspond à des ruptures prématurées des fils.

On remarque que cette zone d'écrouissage défavorable coïncide avec la zone de transition entre les deux régimes de consolidation, et quelle que soit la contrainte appliquée, la zone d'écrouissage critique demeure la même. L'énergie que peut transmettre une pièce avant rupture diminue lorsque la contrainte alternée augmente. Dans le cas où il faut utiliser des contraintes importantes, il y a intérêt à réduire l'écrouissage préalable des pièces.

Par microcalorimétrie, nous avons déterminé la variation du frottement interne en fonction du taux d'écrouissage, ainsi que la variation de l'énergie dissipée en frottement interne au cours des essais d'endurance.

La mesure par diffraction des rayons X des contraintes élastiques à la surface des fils écrouis confirme les résultats précédents, pour les mêmes valeurs du taux d'écrouissage, nous observons une zone de discontinuité des contraintes résiduelles.

Ces diminutions, d'une part de l'endurance des fils aux essais de fatigue, d'autre part des contraintes élastiques résiduelles après tréfilage, résultent d'une transformation structurale du métal produite par la rupture de l'élément durcisseur : la cémentite.

Nous pensons qu'il existe, de la même façon, un domaine d'écrouissage défavorable pour toutes les pièces en acier contenant plus de 0,4 % C qui sont fortement écrouies pendant leur mise en forme.

### BIBLIOGRAPHIE

- ( 1 ) DELBART et CONSTANT - Courbes de transformation des aciers -  
IRSID, 1953
- ( 2 ) POMP - Stahldraht (1941)
- ( 3 ) SOURDILLON - Traitements thermiques des aciers de construction -  
Revue d'Optique, 1956
- ( 4 ) BONZEL - Le tréfilage de l'acier, Dunod Ed., 1958
- ( 5 ) THEOLIER, ROZIER et DEVIC - Traitements thermiques isothermes sur  
des fils d'acier, dans des fours à bains de sels, en vue d'améliorer les  
caractéristiques mécaniques avant tréfilage.  
La Machine Outil Française. Juillet 1964
- ( 6 ) POTASKIN et BAR-AVI - Les caractères communs de quelques aciers  
alliés à l'état de transformation isotherme (1963)
- ( 7 ) DELBART et RAVERY - Les recherches sur la trempe isotherme en  
France et à l'étranger - Revue de Métallurgie, 1949, n°6
- ( 8 ) MATAS et HEHEMANN - Structure de la bainite dans les aciers  
hypoeutectoides.  
Trans. Soc. Metal. AIME - U.S.A. - 1962, n°221
- ( 9 ) Werner MALLACH - Calcul de la variation de la température des fils  
dans les installations de patentage et de trempe. "Le Tréfilé", mai 1957
- (10) BOCKENHOFF - Influence de diverses conditions de patentage sur la  
structure et les caractéristiques mécaniques des fils d'acier.  
Sthal. Eisen - Dtsch. 1963, n°25 - 83
- (11) HOUDREMONT et SCHARER - St. v. Eisen (1936), n°22 - 1412
- (12) BARRETT - Structure des métaux. Editeur Dunod, 1956

- (13) JAOUL et GONZALES - Etude de la déformation plastique du fer.  
Mémoires Scientifiques de la Revue Métallurgie, 1961, n° 2
- (14) BABITCH - Déformation plastique d'un acier. Inst. Chem. Metal. n° 18,  
1962, p. 82-85
- (15) PETCH - Phil. Mag. (1956), 1, p. 866
- (16) CRUSSARD - Ecouissage. Recuit. Techniques de l'Ingénieur. Tome I  
Fascicule 230
- (17) WILSON and KONNAN - Work hardening in a steel containing a coarse  
dispersion of cementite particules. Acta Metallurg. EU, 1964, 12, n° 5,  
p. 617-628
- (18) BONZEL - Le tréfilage de l'acier. Ed. Dunod; 1958
- (19) POTEKINE - Etude de l'écrouissage des fils en acier au carbone  
obtenu par tréfilage de fils machine patentés. Stahl, SSSR, 18, n° 7,  
1958, p. 654-659
- (20) FEDERWISCH - Normogramme pour la fabrication des fils.  
Stahl. Eisen. Dtsch., 1963, 83, n° 25, p. 1958-1661
- (21) CAZAUD - Essais d'endurance. Techniques de l'Ingénieur, Métallurgie 2
- (22) FREUDENTHAL - L'aspect statistique de la fatigue des métaux, 1946
- (23) CRUSSARD - Recuit et écouissage. Techniques de l'Ingénieur. Métallur-  
gie 2
- (24) RAVILLY - Etude des fils métalliques à des torsions alternées.  
Publications du Ministère de l'Air
- (25) LE ROLLAND - Le frottement intérieur. Colloque international de la  
Mécanique. Publications du Ministère de l'Air, 1952
- (26) ZENER - Elasticité et anélasticité. Dunod Ed.
- (27) TIMOSHENKO - Théorie des vibrations. Dunod Ed. 1954
- (28) GUINIER - Radiocristallographie. Dunod Ed. 1955
- (29) ROSE - Tables et abaques C.N.R.S.
- (30) JAOUL - Etude de la plasticité et application aux métaux. Dunod. Ed.  
1965
- (31) PUTTICK - J. Iron and steel Inst. 1957, 185
- (32) REBIFFE - Mesure par diffraction X des contraintes de trempe.  
Revue Française de Métallurgie 1963, n° 4

- (33) NORTON et LORING - Welding J. Research Supplement, juin 1941
- (34) MOLHER et MARTIN - Mitt Kaiser Wilhelm. Inst. Eisenforsch.  
Dusseldorf, 1939, 21
- (35) DEN HARTOG - Vibrations mécaniques. Dunod Ed. 1960
- (36) SINIKI - Mesure directe du coefficient d'effet Peltier aux moyennes  
et basses températures. Thèse, Lyon 1965
- (37) TACHOIRE - C.R. Acad. Sciences 1964, 258, 6093-6095

DEUXIEME THESE

Propositions données par la Faculté

DIFFUSION DU CARBONE ET DU MANGANESE DANS LES SOUDURES  
REALISES SOUS GAZ PROTECTEURS

Vu :

Les Membres du Jury ,

C. EYRAUD

F. SALLES

M. CHEVRETON

Vu et approuvé,

Le Doyen de la Faculté des Sciences,

J. BRACONNIER

Vu et accordé le permis d'imprimer :  
Lyon, le 21 Juin 1966

Le Recteur,  
Président du Conseil de l'Université,

P. LOUIS





